E3280

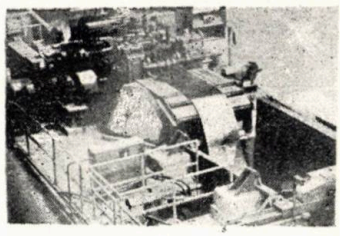
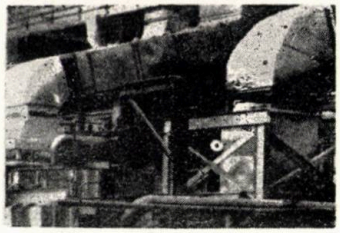
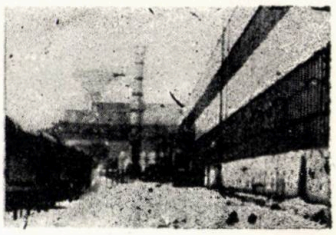
KOH

METALURGIA

1990 -05- 31

1

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XLII • NR. 1 • IANUARIE 1990

INSTITUTUL DE INGINERIE TEHNOLOGICĂ
ȘI PROIECTARE
PENTRU UZINE ȘI SECȚII DE LAMINARE

IPROLAM

ELABOREAZĂ

- **STUDII ȘI PROIECTE PENTRU LAMINOARE DE PRODUSE PLATE, ȚEVI, PROFILE, TREFILATE ȘI CUPTOARE DE ÎNCĂLZIRE ȘI TRATAMENT TERMIC**

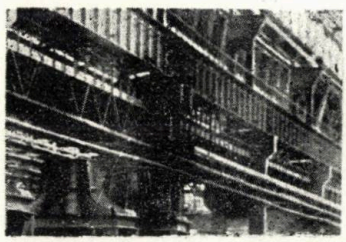
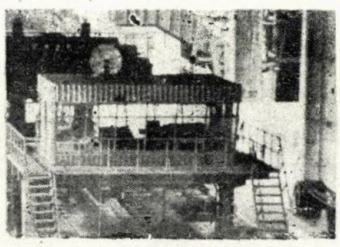
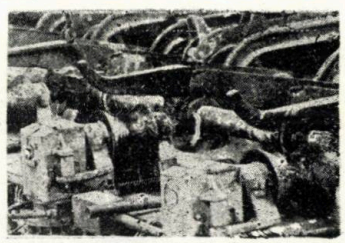
ASIGURĂ

- **ASISTENȚA TEHNICĂ LA UZINARE, MONTAJ, PUNERE ÎN FUNCȚIUNE**

ACORDĂ

- **ENGINEERING ÎN STRĂINĂTATE**

STR. NEGUSTORI, NR. 23–25, BUCUREȘTI, SECTOR 2, COD 79648, TEL. 15 87 39

METALURGIA

Anul 42 Nr. 1 Ianuarie 1990

CUPRINS

Urseanu, A., Dijmărescu, A, şi Belcea, Gheorghiţa: **Corelarea parametrilor indicativi şi de calitate ai procesului de aglomerare** 5

Petruş, I. şi Pintea, V.: **Produse refractare carborundice utilizate la bolţile cuptoarelor electrice cu arc de 50 t** 9

Mustaţă, C.T. şi Mazilu, Angela: **Aspecte constructive ale lăncii cu două fluxuri de insuflare a oxigenului, utilizată la elaborarea oţelului în convertizor** 14

Szöcs, Ecaterina: **Modelarea cineticii proceselor metalurgice care însoţesc elaborarea în cuptor cu inducţie (II)** 17

Popescu, T.: **Aspecte privind modelarea matematică a mişcării oţelului lichid în recipiente metalurgice** . . 23

Anastasescu, Maria, Bondar, Ana Maria, Tohăneanu, Maria, Lungu, Paula şi Roman, P.: **Aspecte legate de caracterizarea fizică a fibrelor de carbon metalizate** 25

Popescu, S., Florian, E şi Roman, P.: **Optimizarea tehnologiilor de obţinere a produselor carbonice destinate industriei electrotehnice şi chimice** . . 28

Şaban, R., Dumitrescu, C., Gheorghe, D. şi Pătroi, I.: **Cercetări experimentale privind influenţa modificării structurii primare asupra morfologiei şi distribuţiei carburilor oţelului rapid RP3 în diferite stări tehnologice de prelucrare metalurgică la cald** 32

Ene, V.: **Contribuţii experimentale asupra măririi funcţionalităţii tehnologice a utilajelor de împachetare a crustelor ceramice** 39

Ştefănescu, Fl.: **Cinetica solidificării aliajelor sub acţiunea oscilaţiilor mecanice** 44

ŞTIRI, INFORMAŢII . . . . . .

Wanyorek, C.: **Pulberile prea fine nu mai pot fi durificate prin procese termofizice de călire, respectiv de îmbătrînire** 48

RECENZIE 8

REVISTA REVISTELOR 22,47

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM, Departamentul Export-Import Presă, P. O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Președintele colegiului de redacție: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor: ELENA PÂRVU

Tehnoredactor: MARIETA RUBȚOV

UNIVERSUL — c. 1708 Lei 15

CONTENTS

1990 JUN 2-7

DC : 622.785

Urseanu, A., Dijmărescu, A. and Belcea, Gheorghiţa : **The correlation of quality parameters of the sinter process**

A nomogram presents the way in which the specific sinter production and its properties depend by the diffferent quality factors of the process.

To control and build up a nomogram, the authors used the parameters of the process for one year in a sinter machine under relatively constant conditions.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 5—8

DC : 666.76

Petruş, I. and Pintea, V. : **Carborundum refractory products used to the 50 t electric are furnace roof**

The paper presents certain data concerning the use of a new silicon carbide refractory product to line the 50 t electric arc furnace roof and the physical and chemical characteristics of this refractory product, as compared to silica refractory products, under the same utilization conditions.

The authors present the theoretical explanation practically confirmed concerning to the increased strength of carborundum refractory material, as compared to silica refractory ones.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 9—13

DC : 669.184.244,86

Mustaţă, C. T. and Mazilu, Angela : **Design aspects of the two flow oxygen blowing lance, used in BOF steelmaking**

The authors present the aspects related to the use of the two flow oxygen blowing lances in BOF steelmaking. Furthermore, the authors present data on lance design and on the blowing tuyeres.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 14—16

DC : 531.3 : 669.015

Szöcs, Ecaterina : **The modelling of the kinetics of the metallurgical processes which accompany the induction furnace steelmaking (II)**

The paper presents the processes on the basis of which the iron chemical analysis is changed, as well as the furnace lining wear. The author suggests the mathematic models for the description of the transformation and transfer process speed.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 17—22

DC : 669.18 : 001.57

Popescu, T. : **Certain aspects of the mathematical model of the movement of hot metal in metallurgical vessels**

The author presents the mathematical model which is typical for the movement of hot metal in a vessel. They present the applications of the mathematical model, as well as an example of reactive agent injection in the laddle with a view to deoxidizing and desulphuring.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 23—24

DC : 621—494

Anastasescu, Maria, Bodnar, Ana-Maria, Tohăneanu, Maria, Lungu, Paula and Roman, P. : **Aspects related to the physical characteristics of metallized carbon fibres**

The paper presents certain results concerning the PAN metallized carbonic fibres, designed by ICPE Institute. They measured the density and the electrical restivity on strip samples. The values are correlated with the microscopic analysis of fibres.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 25—27

DC : 621.785 : 621.3

Popescu, S., Florian, E. and Roman, P. : **Optimizing the technologies of obtaining carbonic products for electrotechnical and chemical industry**

The paper highlights the possibilities of using computing methods for solving the problems related to the experimental strategy with a view to studying and working up high performance carbonic product formulas or correlating the existing formulas, according to the physical and mechanical characteristics.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 28—31

DC : 669.14.018.25.3

Şaban, R., Dumitrescu, C., Gheorghe, D. and Pătroi, Iulia : **Experimental researches on the influence of the modification of the primary structure on the morphology and distribution of PR3 rapid steel carbides in different hot processing technological conditions**

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 32—38

DC : 666.3

Ene, V. : **Experimental contributions to the increase of the technological use of ceramic crust packing facilities**

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 39—43

DC : 621.746.62

Ştefănescu, Fl. : **Alloy solidification kinetics under the influence of mechanical oscillations**

The author analyses the influence of the mechanical oscillations on the alloy crystallization and solidification processes.

The author presents the experimental data concerning the influence of low frequence vibration on the solidification process kinetics.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 44—47

INHALT

DK : 622.785

Urseanu, A., Dijmărescu, A. und Belcea, Gheorghiţa: **Korrelation der Qualitätsparameter des Sinterungsprozesses**

In der vorliegenden Arbeit wird anhand einer Nomogramm, die Art in welcher die spezifische Sinterproduktion, sowie die betreffenden Eigenschaften, abhängig und korreliert mit verschiedenen anderen hinweisenden Qualitätsfaktoren des Prozesses sind.

Für die Untersuchung und das Aufbauen des Nomogramms wurden die Prozessparameter die mit der Sinterungsanlage unter relativ konstanten Bedingungen vorkommen, angewandt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 5—7

DK : 666.76

Petruş, I. und Pintea, V. : **Feuerbeständige Karborundprodukte die bei den Hauben der 50 t-Elektrolichtbogenöfen eingesetzt werden**

In der Arbeit werden einige Daten angesichts des Einsatzes eines neuen feuerbeständigen Produkts aufgrund von Siliziumkarbid, bei der Ausmauerung der Hauben der 50 t— — Elektrolichtbogenöfen sowie die physikalisch-mechanichen Eigenschaften des o.g. feuerbeständigen Werkstoffs, vergleichsweise mit den Silika-Basis feuerbeständigen Werkstoffe, unter denselben Einsatzbedingungen, dargestellt.

Es wird die theoretische, praktisch bestätigte Erörterung, betreffs des erhöhten Widerstands der Karborund-Basis feuerbeständigen Werkstoffe, vergleichsweise mit den Silika-Basis feuerbeständigen Werkstoffe, erörtert.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 9—13

DK : 669.184.244.86

Mustaţă, C.T. und Mazilu, Angela: **Bauliche Aspekte angesichts der Zwei Fluss-Sauerstofflanze, die bei der Herstellung des Stahles im Konverter eingesetzt wird**

Es werden einige Aspekte betreffs des Einsatzes der Doppelflusssauerstofflanze, bei der Herstellung des Stahles im Konverter dargestellt. Es wird ebenfalls auf einige Beziehungen angesichts der Planung der Lanze und der Einblasdüsen hingewiesen.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 14—16

DK : 531.3 : 669.015

Szöcs, Ecaterina : **Gestaltung der Kinetik der metallurgischen Prozesse die bei der Stahlherstellung im Induktionsofen vorkommen (II)**

Die Arbeit beschreibt die Verfahren durch welche der Wechsel der chemischen Zusammensetzung des Roheisens, sowie der Verschleiss der Ofenauskleidung stattfinden. Es werden die betreffenden mathematischen Modelle mit dem Ziel der Darstellung der Geschwindigkeit der Umformungs- und Übertragungsprozesse vorgeschlagen.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 17—22

DK : 669.18 : 001.57

Popescu, T. : **Einige Betrachtungen zur mathematischen Gestaltungen der Bewegung des flüssigen Stahles aus den metallurgischen Gefässen**

Es wird das mathematische Modell, durch welchen sich die Bewegung des flüssigen Stahles im Gefäss charakterisiert, beschrieben. Es werden die Einsatzgebiete des mathematischen Modells aufgezählt, indem der Fall des Einblasens von reaktiven Werkstoffen in der Giesspfanne, mit dem Ziel der Desoxydierung und der Entschwefelung, wiedergegeben wird, dargestellt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 23—24

DK : 621—494

Anastasescu, Maria, Bodnar, Ana-Maria, Tohăneanu, Maria, Lungu, Paula und Roman, P.: **Ansichten zur physikalischen Kennzeichnung der metallisierten Kohlenstofffasern**

Die Arbeit spiegelt einige Ergebnisse bezüglich der Kennzeichnung der metallisierten PAN Typ Kohlenstofffasern, die in ICPE hergestellt wurden, wieder. Es wurden die Dichte und der elektrische spezifische Widerstand, auf Bandtypproben, gemessen. Die erzielten Ergebnisse wurden mit der Mikroskopanalyse der Fasern verglichen.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 25—27

DK : 621.785 : 621.3

Popescu, S., Florian, E. und Roman, P.: **Optimierung der verschiedenen Verfahrenstechniken für die Erhaltung von kohlensauren Produkten die in der elektrotechnischen und chemischen Industrie eingesetzt werden**

In der vorliegenden Arbeit wurden einige Einsatzmöglichkeiten der Rechnertechnik für das Lösen der experimentellen Strategie dargestellt, mit dem Ziel des Studierens und der Herstellung von hochqualitativen kohlensauren Produkten sowie der Anpassung einiger bestehenden Verfahren zu den betreffenden physikalisch-mechanischen Eigenschaften.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 28—31

DK : 669.14.018.252.3

Şaban, R., Dumitrescu, C., Gheorghe, D., und Pătroi, Iulia: **Experimentelle Erforschungen angesichts des Einflusses der Änderung des primären Gefüges auf der Morphologie und der Verteilung der Karbide des RP3 Schnellarbeitsstahls, unter verschiedenen verfahrenstechnischen Zuständen der metallurgischen Warmverarbeitung**

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 32—38

DK : 666.3.

Ene, V.: **Experimentelle Beiträge zur Verbesserung der verfahrenstechnischen Eigenschaften der Verpackungsanlagen für keramische Krusten**

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 39—43

DK : 621.746.62

Ştefănescu, Fl.: **Kinetik der Erstarrung der Legierungen durch mechanische Schwingungen**

Die Arbeit behandelt die Art in welcher die mechanischen Schwingungen die Kristallisations- und Erstarrungsprozesse der Legierungen ändern. Es werden die Versuchsergebnisse, zum Einfluss der Schwingung von einer niedrigen Frequenz auf der Kinetik des Erstarrungsprozesses, dargestellt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 44—47

SOMMAIRE

CD : 622.785

Urseanu, A., Dijmărescu, A. et Belcea, Gheorghiţa : **La corrélation des paramètres de qualité du processus d'agglomération**

Les auteurs présentent dans un nomogramme la dépendance de la production spécifique d'agglomerat de ses propriétés et différents facteurs indicatifs et de qualité du processus.

Afin de vérifier et de dresser le nomogramme, on a utilisé les paramètres du processus obtenus pendant une année sur une installation d'agglomération dans des conditions rélativement constantes.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 5—7

CD : 666.76

Petruş, I. et Pintea, V. : **Produits réfractaires carborundiques pour les voûtes des fours électriques à arc de 50 t**

Les auteurs présentent certaines données concernant l'utisation d'un nouveau produit refractaire à base de carbure de silicium pour les voûtes des fours électriques à arc de 50 t ainsi que ses caractéristiques physiques et chimiques comparées à celles des refractaires silica dans les mêmes conditions d'utilisation.

La résistance plus elevée des refractaires carborundiques comparée à la résistance des refractaires silica est confirmée par la pratique.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1 p. 9—13

CD : 669.184.244.86

Mustaţă, C.T. et Mazilu, Angela : **Aspects constructifs de la lance à double flux d'insufflation de l'oxygène, utilisée au cours de l'élaboration de l'acier en convertisseur**

On présente certains aspects concernant l'utilisation de la lance à double flux d'insufflation de l'oxygène au cours de l'élaboration de l'acier en convertisseur. On mentionne, également, la projection de la lance et des buses d'insufflation.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1. p. 14—16

CD : 531.3 : 669.015

Szőcs, Ecaterina : **Le modélage de la cinétique des processus métallurgiques qui ont lieu au cours de l'élaboration dans les fours à induction (II)**

Le travail présente les processus à la suite desquels on constate la modification de la composition chimique de la fonte, de même que l'usure du revêtement du four.

On propose des modèles mathématiques pour décrire la vitesse des processus de transformation et de transfert.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 17—22

CD : 621.785 : 621.3

Popescu, S., Florian, E. et Roman, P. : **L'optimisation des technologies destinées à la fabrication des produits carboniques pour les industries électrotechnique et chimique**

Les auteurs ont mis en évidence certaines possibilités d'appliquer les techniques de calcul afin de résoudre les problèmes de la stratégie expérimentale à l'aide de laquelle on étudie et on élabore certaines récettes de produits carboniques à performances améliorées ou l'on établit des corrélations entre les récettes existantes, en fonction des caractéristiques physiques et mécaniques.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 23—24

CD : 669.14.018.252.3

Şaban, R., Dumitrescu, C., Gheorghe, D. et Pătroi, Iulia : **Recherches expérimentales concernant l'influence de la modification de la structure primaire sur la morphologie et la distribution des carbures des aciers rapides RP3 en différents états technologiques de traitement métallurgique à chaud**

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 25—27

CD : 669.18 : 001.57

Popescu, T. : **Aspects concernant le modélage mathématique du mouvement de l'acier liquide dans les récipients métallurgiques**

On présente le modèle mathématique qui caractérise le mouvement de l'acier liquide dans un récipient. L'auteur mentionne les domaines d'applicabilité du modèle mathématique et présente le cas de l'injection des matières réactives dans la poche de coulée dans le but de la désoxydation et de la désulfuration.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 28—31

CD : 621—494

Anastasescu, Maria, Bondar, Ana Maria, Tohăneanu, Maria, Lungu, Paula et Roman, P. : **Aspects concernant la caractérisation physique des fibres de carbone métalisées**

Les auteurs présentent certains résultats concernant la caractérisation des fibres carboniques de type PAN, métallisées. On a mesuré la densité et la résistivité électrique sur des eprouvettes de type bande. Les valeurs obtenues sont mises en corrélation avec l'analyse microscopique des fibres.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 32—38

CD : 666.3

Ene, V. : **Contributions expérimentales sur l'augmentation de la fonctionnalité technologique des outillages d'empaquettage des croutes céramiques**

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 39—43

CD : 621.746.62

Ştefănescu, Fl. : **La cinétique de la solidification des alliages sous l'action des oscillations mécaniques**

L'auteur analyse l'influence des oscillations mécaniques sur les processus de cristallisation et de solidification des alliages. On présente des données expérimentales concernant l'influence de la vibration de basse fréquence sur la cinétique du processus de solidification.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 44—47

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 622.785

Урсеану, А., Дижмэреску, А. и *Белчеа, Георгица:* **Корреляция качественных параметров процесса спекания**

В работе представлен в номограмме способ при котором удельное производство агломерата и их свойства зависят и коррелированы с различными другими указательными и качественными факторами процесса.

Для проверки и составления номограммы использовались параметры процесса, полученные за год на агломерационной машине в относительно постоянных условиях.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 5—8

ДК: 666.76

Петруш, И. и *Пинтеа, В.:* **Огнеупорные карбидкремниевые изделия, используемые в сводах 50 т электродуговых печей**

В работе представлены некоторые данные относительно применения нового огнеупорного изделия на основе карбида кремния в заделке сводов 50 т электродуговых печей и физико-химические характеристики этого огнеупора сравнительно с динасовыми огнеупорами.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 9—13

ДК: 669.184.244.86

Мустаць, К. и Мазилу, Анджела: **Конструктивный аспект кислородной фурмы с двойными потоками, используемая при выплавке стали в конверторе**

Представлены аспекты, связанные с применением фурмы с двойными потоками для вдувания кислорода при выплавке стали в конверторе. Также указывается на способ проектирования фурмы и форсунок для вдувания.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 14—16

ДК: 531.3: 669.015

Сечь, Екатерина: **Моделирование кинетики металлургичеких процессов, сопровождающие выплавку в индукционной печи**

Работа представляет процессы по которым происходит изменение химического состава чугуна, а также и износ футеровки печи. Предлогаются математические модели для описания скорости процессов преобразования и переноса.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 17—22

ДК: 669.18: 001.57

Попеску, Т.: **Математическое моделирование движения жидкой стали в металлургических сосудах**

Представлена математическая модель, характеризующая движение жидкой стали в сосуде. Перечислены области применения математической модели, представляя шприцевание реактивных материалов в разливочный ковш для раскисления и обессеривания.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 23—24

ДК: 621-494

Анастасеску, Мария, Боднар, Ана Мария, Тохэнеану, Мария, Лунгу, Паула и Роман, П.: **Аспекты, связанные физическим характеризованием металлизированных углеродистых волокон**

Работа представляет результаты относительно характеристик углеродистых волокон типа PAN, металлизированных, выработанных ИКПЕ. Измерены плотность и электрическое сопротивление на образцах тип лента. Полученные значения коррелированы микроскопическим анализом волокон.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 25—27

ДК: 621.785: 621.3

Попеску, С., Флориян, Е. и Роман, П.: **Оптимизация технологий получения углеродистых изделий для электротехнических и химических промышленностях**

В работе выявлены возможности применения вычислительной техники в решении вопросов опытных стратегий, проведенных с целью изучения и выработки рецептов углеродистых изделий с улучшенными качественными показателями или корреляции существующих рецептов в зависимости от физико-механических характеристик.

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 28—31

ДК: 669.14.018.252.3

Шабан, Р., Думитреску, К., Георге, Д., Пэтрой, Юлия: **Экспериментальные исследования влияния изменения первичной структуры на морфологию и распределение карбидов быстрорежущей стали RP3 в различных технологических состояниях горячей металлургической обработки**

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 32—38

ДК: 666.3

Ене, В.: **Экеперимент альный вклад на увеличение технологической функциональности оборудований упаковки керамических корок**

Metalurgia 42 (1990), nr. 1, p. 39—43

ДК: 621.746.62

Штефэнеску, Ф: **Кинетика затвердения сплавов под действием механических колебаний**

Автор анализирует влияние механических колебаний на процессы кристаллизации и затвердевания сплавов. Представлены экспериментальные данные по влиянию низкочастотных вибраций на кинетику процесса затвердевания.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 44—47

METALURGIA 1

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN ROMÂNIA

1990

Dr. ing. A. Uresanu,
ing. A. Dijmărescu
şi ing. Gheorghiţa Belcea
Combinatul Siderurgic Reşiţa

Corelarea parametrilor indicativi şi de calitate ai procesului de aglomerare

CZ: 622.785

Pregătirea încărcăturii pentru furnale prezintă o importanţă din ce în ce mai mare. În prezent, se lucrează cu proporţii de peste 80% aglomerat în încărcătura furnalelor, ceea ce determină acordarea unei atenţii deosebite calităţii acestuia, datorită influenţei asupra consumului specific de cocs şi asupra productivităţii furnalelor.

Autorii îşi propun să prezinte atît modul în care producţia specifică de aglomerat, cît şi proprietăţile acestuia depind şi sînt corelate cu diferiţi alţi factori indicativi şi de calitate ai procesului.

Procesul de aglomerare este influenţat de următorii factori: granulaţia componentelor încărcăturii; temperatura de înmuiere sub sarcină a minereurilor; temperatura şi durata de sinterizare; proporţia şi granulaţia componentelor bazice introduse în amestecul de şarjă; cantitatea de combustibil solid, granulaţia şi cantitatea de retur; umiditatea optimă a amestecului de şarjă, permeabilitatea la gaze, consumul specific de cocs etc.

Pentru verificarea şi construirea nomogramei s-au utilizat parametrii de aglomerare obţinuţi pe un an la o maşină de aglomerare, în condiţii relativ constante.

Proprietăţile minereurilor, granulaţia şi proprietatea lor de micropeletizare, precum şi efectul adaosurilor, indică, după amestecarea lor prealabilă, un amestec cu o anumită permeabilitate la gaze.

O producţie specifică ridicată se poate obţine numai printr-o diminuare a timpului de sinterizare şi printr-o creştere a consumului de cocs.

Aglomerarea cu minereu de India are ca efect o diminuare a timpului de sinterizare de la 23 — 25 la 16 — 18 minute; minereul de Brazilia prezintă o influenţă minoră în ceea ce priveşte timpul de sinterizare.

Corelaţia tuturor acestor factori de influenţă este prezentată în nomograma din figura 1.

Între consumul specific de cocs (kg/t) şi conţinutul de oxid feros (%) este o corelaţie directă, care variază o dată cu creşterea indicelui de bazicitate a aglomeratului.

Această corelaţie se exprimă prin următoarele drepte de regresie:

$$Y_{0,9} = 0{,}3125 \times -11{,}6250;$$

$$Y_{1,1} = 0{,}3214 \times -13{,}3571;$$

$$Y_{1,3} = 0{,}3333 \times -15{,}3338;$$

$$Y_{1,5} = 0{,}333 \times -16{,}8330$$

unde indicele lui Y reprezintă valoarea ba
cităţii.

Rezultă că la o variaţie a indicelui d e b
tate a aglomeratului cu 0,1 corespunde
ţie a conţinutului de oxid feros (FeO) d

Prin creşterea consumului de cocs, c
conţinutul de FeO al aglomeratului, iar la acelaşi consum de cocs, prin creşterea indicelui de bazicitate de la 0,9 la 1,5, scade valoarea conţinutului de oxid feros (%), fapt care se datoreşte apariţiei unor structuri de feriţi de calciu, cu ponderea CaO tot mai mare.

Tot în nomogramă se prezintă şi corelaţia dintre creşterea consumului specific de cocs şi cea a rezistenţei mecanice a aglomeratului (corelaţie liniară); între aceşti doi parametri şi producţia specifică este tot o corelaţie liniară, reprezentată prin următoarele drepte de regresie, în dependenţă directă de indicele de bazicitate a aglomeratului:

$$Y_{1,30} = 0{,}6428 \times -19{,}4248;$$

$$Y_{1,49} = 0{,}6 \times -17{,}20;$$

$$Y_{1,71} = 0{,}555 \times -14{,}74;$$

$$Y_{1,93} = 0{,}47 \times -9{,}61$$

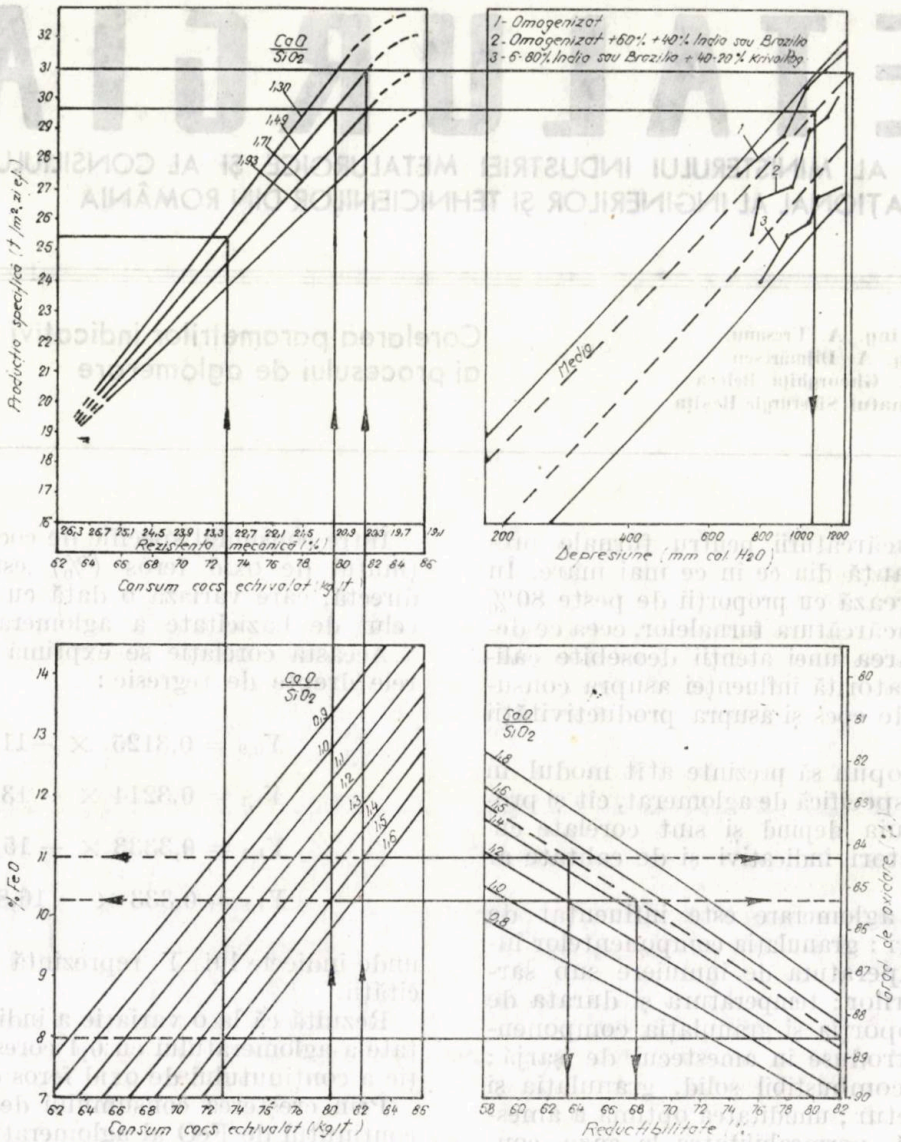


Fig. 1

Indicii din ecuaţiile de mai sus reprezintă valoarea raportului $\frac{CaO}{SiO_2}$.

Rezultă faptul că, prin creşterea consumului specific de cocs, se îmbunătăţeşte rezistenţa mecanică a aglomeratului şi creşte producţia specifică (t/m. zi efectivă). Creşterea este semnificativă la bazicităţi mici ale aglomeratului.

La acelaşi consum specific de cocs, prin creşterea bazicităţii scade producţia specifică de aglomerat. În prima fază se formează silicaţii de calciu şi fier, iar la bazicităţi mai ridicate se formează feriţii de calciu.

La bazicitate mai ridicată feriţii formează cimentul procesului de liere a componentelor amestecului de şarjă. În aceste condiţii, temperatura procesului este mult mai redusă.

Conţinutul de carbon prezintă un rol bine determinat în ceea ce priveşte repartiţia diferitelor faze în bucăţile de aglomerat. Astfel, o creştere a conţinutului de carbon va avea ca efect o diminuare a componentului feritic în favoarea componentului magnetic şi a compusului olivinic.

Teoretic, rezultă că adaosul de calcar în procesul de aglomerare influenţează puţin producţia specifică (se indică o scădere: astfel, la valori de la 1,0 şi 2, scăderea este de 2 t/m² · · zi); ca urmare, la creşterea bazicităţii aglomeratului la circa 2, ar fi necesar să se mărească consumul specific de cocs cu 7 — 15%. Ori, din diagrama prezentată în figura 1, rezultă că la acelaşi consum de cocs, prin creşterea indicelui de bazicitate, se reduce producţia specifică.

Temperatura de sinterizare scade o dată cu creşterea adaosului de calcar, fapt care poate fi hotărîtor pentru utilizarea în astfel de condiţii a unor combustibili cu reactivitate mare, cum este cazul cocsului de fluidizare. În această

situație, se recomandă mărirea înălțimii stratului, deoarece prin introducerea unor combustibili cu reactivitate mai mare crește zona de foc a procesului, iar pentru menținerea constantă a rezistenței mecanice, se indică mărirea stratului.

Afirmația teoretică privind creșterea consumului specific de cocs o dată cu creșterea indicelui de bazicitate se confirmă și în condiții industriale, depinzînd și de minereurile utilizate.

Astfel, prin mărirea bazicității de la 1,3 la 1,93 rezultă creșteri ale consumului specific de cocs (la aceeași producție specifică) (tab.1).

Tabelul 1

Consumul de cocs echivalent

$I_B = \frac{CaO}{SiO_2}$	Consumul de cocs echivalent, kg/t
1,3 —1,49 (0,19)	78,2—80,0 (1,8)
1,49—1,71 (0,22)	80,0—82,2 (2,2)
1,71—1,93 (0,22)	82,2—86,0 (3,8)
Totalul: 1,3 —1,93 (0,63)	78,2—86,0 (7,8)

Dacă o variație a bazicității cu 0,1 determină o variație a conținutului de FeO cu 0,5%, rezultă că o variație de 0,5% a FeO este determinată de o variație a consumului de cocs de 1,23 kg/t.

O creștere a conținutului de oxid feros cu 0,5%, datorată măririi consumului specific de cocs, duce la majorarea producției specifice, în funcție de indicele de bazicitate (tab. 2).

Tabelul 2

Creșterea consumului specific de cocs

I_B	FeO, %	Consumul de cocs, kg/t	Producția specifică, t/m²·zi efectivă
1,3	11,5→12	80,77→82	31,3→32
1,5	10,5→11	80,77→82	30,2→31

Rezultă că, aproape indiferent de valoarea indicelui de bazicitate, o variație de 0,5% FeO la aceeași variație a consumului specific de cocs duce la o creștere a producției specifice de 0,75 t/m²·zi.

Un alt factor important în realizarea producției specifice este depresiunea.

În urma înlocuirii multicicloanelor cu electrofiltre a crescut în mod simțitor depresiunea.

Dacă trece aer rece printr-un strat granular uniform (pelete), cantitatea de aer va crește o dată cu rădăcina pătrată a depresiunii.

Această trecere turbulentă a aerului nu este de așteptat și în procesul de aglomerare, deoarece, datorită dispersiei granulometrice a șarjei supuse procesului de sinterizare, o dată cu creșterea depresiunii are loc o îndesare a stratului, ceea ce îi micșorează, într-o oarecare măsură, permeabilitatea și posibilitatea trecerii aerului (ca și în cazul peletelor). Din această cauză, valoarea exponentului vitezei la trecerea aerului va fi 0,6. Exponentul real este de 1/3, deoarece producția specifică crește o dată cu mărirea depresiunii mai încet decît cantitatea de gaz evacuat; rezultă că, la creșterea vitezei aerului aspirat, acesta nu poate fi utilizat la posibilitățile reale.

Din literatura de specialitate [1] rezultă că la o creștere a depresiunii cu 100 mm col. apă este necesară o creștere a consumului specific de cocs cu 0,05%, datorită faptului că o mărire a depresiunii duce la o compactare parțială a stratului.

Din nomograma prezentată în figura 1 rezultă într-adevăr că, prin creșterea depresiunii, se obține o mărire a producției specifice, însă numai în condițiile creșterii consumului specific de cocs.

Astfel, o creștere a depresiunii cu 180 mm col. apă duce la o mărire a producției specifice cu 1,3 t/m²·zi/h, cu condiția creșterii consumului specific de cocs cu circa 2 kg/t, la aceeași bazicitate.

Deci, o creștere a depresiunii cu 100 mm col. apă duce la o mărire a producției specifice cu 0,72 t/m²·zi, necesitînd o mărire a consumului specific de cocs cu 1,11 kg/t.

Variația consumului specific de cocs influențează atît rezistența mecanică a aglomeratului, cît și reductibilitatea acestuia. Astfel, o creștere a consumului de cocs de 2 kg/t duce la o înrăutățire a reductibilității de 4,5% și la o creștere a gradului de oxidare.

O reductibilitate bună a aglomeratului se poate obține prin utilizarea într-o proporție crescîndă a minereurilor hematitice și limonitice, cînd aglomeratul are un grad de oxidare ridicat, cu condiția menținerii bazicității între 1,2 și 1,6.

Concluzii

Creșterea consumului specific de cocs, la aglomerare, cu 2 kg/t, împreună cu creșterea depresiunii cu 180 mm col. apă duc la o creștere a producției specifice cu 1,3 t/m²·zi, la aceeași bazicitate a aglomeratului.

Prin mărirea consumului de cocs cu 2 kg/t se obține o îmbunătățire a rezistenței mecanice cu 0,6%, fapt care contribuie la îmbunătățirea permeabilității coloanei de încărcătură din furnal și la o înrăutățire a reductibilității cu 4,5%.

O variație a bazicității aglomeratorului cu 0,1 necesită o variație a consumului de cocs cu 1,23 kg/t aglomerat, rezultînd o variație a conținutului de FeO de 0,25%.

Unul din parametrii de conducere a procesului de aglomerare poate fi conținutul de FeO

care ar trebui determinat o dată cu bazicitatea aglomeratului, deoarece o creştere a conţinutului de FeO cu 0,5% permite o creştere a producţiei specifice cu 0,75 t/m²·zi, ducînd la o mărire a consumului specific de cocs cu 1,23 kg/t.

BIBLIOGRAFIE

[1] Cappel, F. şi Wendeborn, H. *Sintern von Eisenerzen*. vol. 19. M.B.H. Düseldorf, Verlag Stahleisen, 1973, p. 89–90.

[2] Schwabe, G. şi Pellmeyer, H. *Uber die Herstellung von Sinter und seine Eigenschaften*. În: Stahl und Eisen, R.F.G., 84, 1964, nr. 6, p. 327–349.

RECENZIE

Zaharcenko, E. V., Levcenko, I. N., Gorenko, V. G., Varenik, P. A. **Otlivki iz cuguna s şarovidnim i vermikuliarnih grafitom** (Piese din fonte cu grafit nodular şi vermicular)
Kiev, Ed. Naukova Dumka, 1985

Structurată în opt capitole, pe parcursul a 248 de pagini, cuprinzînd 117 figuri, 41 tabele şi 303 surse bibliografice, lucrarea îşi propune să prezinte unele rezultate recente ale cercetării în domeniul teoriei şi practicii producerii şi utilizării în construcţia de maşini şi metalurgie a pieselor din Fgn şi Fgv.

Primul capitol al lucrării analizează structura şi forma grafitului în fontele industriale, autorii apelînd la tehnici moderne de investigare. Sînt analizate mai multe forme de grafit, şi anume grafitul primar din fontele de primă fuziune (kish-graphit), grafitul lamelar primar şi eutectic din fontele de a doua fuziune, grafitul de subrăcire (tip D), coral, vermicular şi nodular, evidenţiindu-se particularităţile structurii cristalografice şi ale mecanismului de germinare şi creştere, autorii avînd contribuţii recunoscute în acest domeniu.

Bazele tehnologiei de fabricaţie a Fgn, în lumina ultimelor realizări în acest sens, constituie tematica celui de al doilea capitol al lucrării. Pornind de la ideea că fonta lichidă trebuie pregătită înainte de modificarea propriu-zisă, lucrarea prezintă avantajele desulfurării avansate şi ale inoculării grafitizante prealabile, ultimul tratament asigurînd un potenţial de germinare a grafitului avansat, cu efect pozitiv asupra plasticităţii şi tenacităţii fontelor, îndeosebi la o durată de menţinere mai îndelungată. Trecînd în revistă principalele materiale utilizate la modificarea de compactizare a grafitului, sînt evidenţiate tehnologiile cele mai noi, bazate pe magneziu metalic, brichete de Mg şi prealiaje cu Mg, în ultimul caz semnalîndu-se tipurile de modificatori cei mai utilizaţi pe plan mondial.

Referitor la tehnologiile de modificare, este efectuată o analiză critică a procedeelor Sandwich, clopot, autoclavă, injecţie, Mag-Coke, Flotret, Inmold, Convertizor, Fischer, MAP, Tundsh-Cover etc., în fiecare caz ilustrîndu-se avantajele şi dezavantajele, susţinute cu exemple din practica mondială. Remarcînd realizările deosebite în ceea ce priveşte postmodificarea grafitizantă a Fgn, lucrarea trece în revistă mai multe categorii de modificatori şi tehnologii utilizate în acest scop. Acest capitol tratează şi unele probleme privind durabilitatea efectului modificator şi poluarea care însoţeşte acest tratament, luîndu-se în considerare şi tipul de modificator utilizat.

Capitolul trei îşi propune să analizeze influenţa compoziţiei chimice asupra sferoidizării grafitului în fontă, abordînd separat elementele nodulizante şi antinodulizante. Într-un spaţiu restrîns, autorii abordează sintetic probleme privind distribuţia în structură a acestor elemente, termodinamica şi energia de formare a unor compuşi, energia şi tensiunea superficială, factorii care determină nodularitatea grafitului etc.

Calculul şi construcţia sistemului de alimentare a pieselor din Fgn, precum şi alţi parametri care concură la obţinerea unor asemenea piese, sînt probleme abordate în capitolul patru, oferind elemente utile practicii producerii Fgn.

Proprietăţile fizice ale Fgn sînt analizate în capitolul cinci, în raport cu cele ale altor tipuri de fonte (Fc, Fm) sub acţiunea compoziţiei chimice, structurii, dispersiei fazelor etc.

Sînt luate în considerare densitatea, căldura specifică, conductibilitatea termică, proprietăţile electrice şi magnetice, oferind atît proiectantului, cît şi utilizatorului unor asemenea piese date de bază în caracterizarea Fgn.

Tratamentul termic aplicat pieselor din Fgn şi Fgv (capitolul şase) este abordat prin prisma posibilităţilor de ridicare a performanţelor în exploatare a acestor materiale, pornindu-se de la influenţa compoziţiei chimice asupra punctelor critice de transformare. Sînt tratate pe scurt particularităţile mai multor tratamente termice aplicate pieselor din fontă: recoacerea de grafitizare de înaltă şi joasă temperatură, normalizarea şi recoacerea de sferoidizare a perlitei, călirea în volum şi revenirea, călirea izotermă, călirea superficială, prelucrarea termociclică şi termomecanică, recoacerea de joasă temperatură (500–600°C) pentru stabilizarea dimensională, prelucrări termochimice. Sînt oferite eleemnte tehnologice strict necesare conducerii acestor tratamente.

Fabricaţia tuburilor din Fgn, un domeniu de utilizare de mare importanţă, constituie tematica capitolului şapte. Se remarcă faptul că tuburile reprezintă peste 50% din utilizarea Fgn şi că în Japonia, în anul 1982, s-au produs peste 800 000 t de astfel de piese, cu diametre între 50 şi 2800 mm şi lungimea de 2000–8000 mm. Sînt tratate proprietăţile impuse materialelor utilizate la fabricaţia tuburilor, controlul calităţii şi prelucrării, comportarea la coroziune în diferite medii, precum şi avantajele multiple ale utilizării Fgn în acest domeniu.

Ultimul capitol (opt) tratează probleme specifice producerii şi utilizării Fgv. Abordînd variantele de obţinere a Fgv, sînt analizate condiţiile de utilizare a modificatorilor cu pămînturi rare, Mg–Ce, Mg–Ti–Ce, Mg, precum şi unele aspecte ale tehnologiei de turnare şi control.

Urmărind caracterizarea complexă a acestui nou material, lucrarea evidenţiază, comparativ cu Fc şi Fgn, proprietăţile de turnare şi fizico-mecanice, care conferă pieselor comportări deosebite în exploatare. Marile perspective ale Fgv sînt evidenţiate printr-un număr de tipuri de piese produse pe plan mondial, destinate construcţiei de maşini şi metalurgiei.

Această lucrare are meritul de a trata, într-un volum restrîns de pagini, probleme de mare actualitate privind caracterizarea şi utilizarea Fgn şi Fgv, beneficiind de o documentare vastă şi la zi, care o situează printre cele mai importante lucrări din acest domeniu, apărute în ultimii ani.

Dr. ing. I. Ripoşan
Institutul Politehnic Bucureşti

Ing. I. Petraș și ing. V. Pintea
I.P.R. „9 Mai" Turda

Produse refractare carborundice utilizate la bolțile cuptoarelor electrice cu arc de 50 t

CZ: 666.76

Solicitarea diferitelor părți ale cuptorului electric cu arc a impus utilizarea diferențială, pe zone (vatră, pereți pînă dincolo de zona de zgură, boltă), a materialelor refractare.

Pe plan mondial, se manifestă tot mai pregnant tendința de înlocuire a refractarelor silica, la bolțile cuptoarelor electrice cu arc, în special la cele peste 30 de tone, cu refractare bazice sau superaluminoase, ca urmare a intensificării condițiilor de elaborare a oțelului [1]—[8].

La cuptoarele electrice cu arc de 3—5 t, durabilitatea produselor refractare silica, utilizate la înzidirea bolților, se situează la un nivel acceptabil, pe cînd, la cuptoarele de 50 t, de exemplu, se înregistrează o variație a durabilității în limite foarte largi (7—60 șarje), ceea ce duce la o medie de 25—29 șarje.

Aceste variații mari de durabilitate se datoresc atît unor variații calitative ale produselor refractare silica, cît și condițiilor diferite de exploatare, în funcție de calitatea oțelurilor elaborate (depășirea temperaturilor de elaborare a oțelurilor, ridicarea nivelului băii, variații bruște de temperatură) (tab. 1).

de atmosfera de lucru (oxidantă, reducătoare) și de temperatura de exploatare.

În mod normal, bolta are trei orificii pentru electrozi; de multe ori însă, pentru îmbunătățirea eliminării gazelor rezultate, s-au construit bolți cu patru orificii, fapt care slăbește mult structura bolții, ajungîndu-se ca în zona orificiilor să existe o zonă de înaltă uzură.

În timpul elaborării oțelului, prin îndepărtarea repetată a bolții, se ajunge la refractarele de boltă de la temperaturi de cca 1 600°C la temperaturi mult mai joase, iar imediat după încărcarea cuptorului cu fier vechi, temperatura scade brusc, pînă la cîteva sute de grade. Din această cauză, materialul refractar trebuie să fie rezistent atît la șocuri termice, cît și la solicitări mecanice. De asemenea, trebuie să se țină seamă că, la sfîrșitul perioadei de topire, temperatura poate să crească repede, iar folosirea oxigenului în timpul afinării provoacă stropiri de zgură, ambele cauze avînd drept consecință distrugerea prematură a materialului refractar.

Tabelul 1

Comparație între durabilitățile refractarelor silica utilizate la construcția de bolți, la cuptoare electrice cu arc

Țara	Anul de referință	Capacitatea cuptorului, t	Durabilitatea, șarje înzidite la:			
			boltă întreagă	cîmpul bolții	inelele exterioare	inelele electrozilor
România	1987	3—5	—	cca 80	—	—
		50	—	cca 27	—	—
R.F.G.	1970	35—40	—	100	100	utilizarea refractarelor cu 60% Al_2O_3
S.U.A.	1970	30	cca 30 (șarje mixte, degazare sub vid)	—	—	—
		30	cca 52 (oțel inoxidabil sub vid)	—	—	—
Anglia	1970	80	66 (o singură zgură)	—	—	—
			30—40 (oțel inoxidabil și slab aliat)	—	—	—

De asemenea, s-a constatat că performanțele bolților cuptoarelor electrice cu arc, constituite din același sortiment de refractare, variază mult de la o oțelărie la alta. Chiar și în cadrul aceleiași oțelării, refractarele din același lot dau rezultate diferite referitor la durabilitate, fiind dependente de captarea oxizilor de fier și alcalini din atmosfera de sub boltă, precum și

Folosirea refractarelor silica devine tot mai costisitoare atunci cînd crește ponderea șarjelor cu zgură dublă [9], iar prin introducerea degazării, performanțele acestor bolți au scăzut și mai mult. Aceasta, precum și faptul că a crescut costul întreruperilor, ca urmare a schimbării dese a bolții, obligă oțelarii să treacă la folosirea altor materiale refractare.

Experimentări [9] efectuate la cuptoare electrice cu arc, avînd un diametru de cca 6 m, au dus la rezultatele prezentate în tabelul 2.

Tabelul 2

Durabilitatea bolții din refractare silica la cuptoare electrice cu arc, în funcție de tehnologia aplicată la elaborarea oțelului (Anglia 1969)

Durabilitatea (șarje/boltă)			Ponderea costului pentru boltă	
o zgură	zgură dublă	degazare	manoperă, %	material, %
23	14	3	81,7	18,3
23	23	3		
24	24	3		
23,33	20,33	3		

Printre cauzele care pot determina uzura bolților la cuptoarele electrice cu arc se pot enumera următoarele: oxidarea refractarelor datorită gazelor (oxigen, monoxid de carbon, bioxid de carbon + apă etc.); depunerea de carbon fin dizolvat (grafitarea) provenit prin descompunerea CO; zgurificările locale; dizolvările locale datorate stropirilor cu zgură sau oțel lichid; abraziunea mecanică datorată frecărilor exercitate de gaze și de praful din gaze; distrugerile datorate alcaliilor din materialul de constituție a refractarelor sau din materialele introduse în procesul de elaborare a oțelului; coroziunea și exfolierea materialelor refractare.

Coroziunea materialelor refractare este mai ales un fenomen chimic, existînd în plus și fenomene de natură fizică.

Cu cît suprafața expusă reacției este mai mare cu atît coroziunea este mai intensă, fiind influențată, în primul rînd, din punct de vedere al refractarelor, de rezistențele la șocul chimic, de tensiunea superficială și porozitatea materialului.

Compoziția chimică a gazelor, conținutul și materialul din care e constituit praful din gaze intervin ca factor activ la coroziunea refractarelor din boltă.

Este dificil de dat o soluție, deoarece, în acțiunea corosivă, trebuie să se țină seamă de interacțiunea, în permanentă modificare, la temperatura de lucru, fapt care duce la modificarea continuă a numărului de componenți, cu formare de momente electrolitice care intensifică sau diminuează procesul de coroziune.

Temperatura minimă, la care are loc o reacție chimică dată, depinde de materialul refractar, de componenții agresivi și de condițiile de lucru din cuptor.

Pe măsură ce uzura înaintează, zidăria din boltă devine mai subțire, iar răcirea bolții mai puternică. Prin urmare, temperatura la suprafața materialului refractar (partea spre baia de oțel) va fi mai scăzută, avînd, la rîndul ei, influență asupra vitezei de uzură. Teoretic, viteza de uzură poate deveni nulă în momentul în care temperatura feței calde va atinge o valoare sub valoarea temperaturii minime de reacție.

Astfel, la începutul campaniei, bolta va avea o viteză de uzură mare dar, pe măsura ce scade grosimea bolții, viteza de uzură scade asimptotic, tinzînd spre zero. Se poate ajunge în anumite condiții, după o perioadă de timp, cu păstrarea condițiilor inițiale de elaborare a oțelului, ca zidăria bolții, practic, să nu se schimbe în timpul utilizării și mai departe.

Important în alegerea materialului refractar este, printre altele, găsirea acelui material care să poată ajunge la acea valoare în care viteza de uzură este practic nulă, dar care își păstrează o rezistență mecanică suficientă pentru a putea fi utilizat mai departe.

Printre condițiile care ar trebui coroborate se pot enumera: utilizarea aceluiași procedeu de elaborare a oțelului; menținerea valorilor maxime la regimul termic; utilizarea unui material refractar cu o conductibilitate termică mare, rezistent la șocuri termice și la acțiuni chimice, cu densitate mare, permeabilitate mică la gaze, porozitate mică; structura cristalină cît mai fină (pentru a se evita formarea de faze sticloase, cu punct de topire scăzut).

Pe de altă parte, trebuie să se țină seamă de faptul că bolta cuptoarelor electrice cu arc este permanent în contact direct cu gazele oxidante, cu un conținut ridicat, în anumite momente ale elaborării oțelului, de praf, de oxizi de fier, vapori alcalini sau particule de zgură.

Carbonul rezultat din descompunerea CO exercită o presare permanentă asupra pereților porilor, slăbindu-se rezistența materialului refractar. Dar, carbonul, depus în pori, acționează în același timp și ca un strat protector, datorită rezistenței considerabile la coroziune, și prin formarea unei zone reducătoare în imediata apropiere a materialului refractar, în care oxizii din topitură sau zgură, care au fost stropiți pe boltă, sînt reduși la stare metalică, evitîndu-se formarea de eutectice de temperatură joasă.

S-a constatat faptul că, în cazul cînd alcaliile pătrund puternic în spatele feței calde (2—5 cm), prin migrarea alcaliilor din materialul refractar, precum și prin migrarea celor captate din gaze, se formează o zonă îngustă cu un modul de elasticitate foarte mare, mai ales la răcirea bolții (care are loc la îndepărtarea acesteia) pînă la temperatura trecerii acestor fondanți de la faza lichidă la faza solidă. Se consideră că acest modul mare, local, este o cauză a exfolierii la supunerea bolții la șocuri termice.

Spre deosebire de refractarele silica (unde pătrunderea este prin migrare), la refractarele bauxitice și parțial la cele carborundice, infiltrațiile oxizilor de potasiu, sodiu, calciu sau magneziu, se fac prin difuzie, iar concentrarea fondanților are loc mult mai aproape de fața lucrătoare, exfolierea fiind cu efecte mult mai slabe.

Trebuie specificat faptul că viteza de uzură a refractarelor trebuie să aibă, în timpul utilizării, o valoare minimă, pentru că o uzură rapidă duce la înlăturarea stratului superficial al refractarelor, înainte ca fondanții să înainteze, producîndu-se astfel exfolierea și captarea de noi fondanți cu același efect negativ, respectiv o acțiune agresivă în salturi.

Din cele expuse rezultă faptul că, exceptînd abraziunea, uzura unui material refractar se datorește unor cauze chimice care sînt strîns dependente de temperatură.

În elaborarea oțelului se utilizează tot mai des refractare de mare performanță, care sînt mai scumpe, dar care duc totuși la micșorarea cheltuielilor pe tona de oțel produs și, în consecință, tind să înlocuiască vechile produse mai ieftine.

Cu toate că materialele refractare pe bază de carbură de siliciu au utilizări multiple ca materiale rezistente la temperaturi înalte, ele au fost puțin folosite în construcția agregatelor siderurgice.

Se redau cîteva din proprietățile refractarelor carborundice, care pledează asupra posibilității utilizării lor la bolți la cuptoarele electrice cu arc, expuse comparativ cu produsele silica.

Cercetări efectuate [5] au arătat că produsele carborundice sînt rezistente la acțiunea carbonului rezultat prin acțiunea de descompunere a oxidului de carbon (tab. 3 și 4).

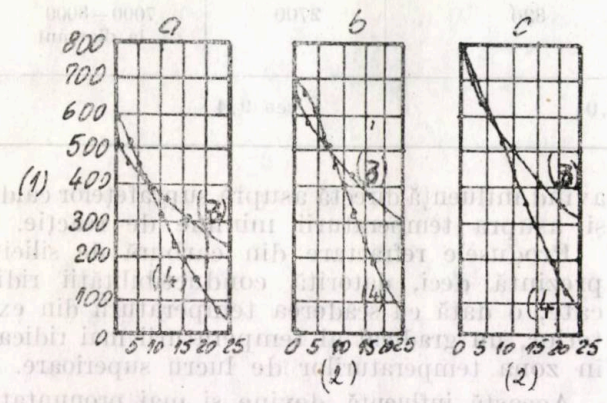


Fig. 1. Variația temperaturii în cărămizi de probă nezgurificate fără răcire exterioară, la temperaturi interioare ale cărămizilor de: *a* — 600°C; *b* — 700°C; *c* — 800°C; *1* — temperatura, °C; *2* — lungimea cărămizii de probă, cm; *3* — cărămida de carbură; *4* — șamotă

De asemenea, rezistența la încovoiere la cald (1 400°C) are valori de cca 12 N/mm² față de 9 N/mm² la șamotă, de exemplu, și 12—14 N/mm² la silica.

Din încercări efectuate la furnale [5] cu inzidiri cu refractare carborundice pentru autorăcire a rezultat că, pe lîngă conductibilitatea termică, care este hotărîtoare pentru o comportare bună, contează și rapiditatea pînă la atingerea grosimii în care uzura e practic nulă (fig. 1 și 2).

S-a constatat că, o dată cu creșterea conținutului de carbură de siliciu din materialul refractar, scade variația conductibilității termice, în funcție de temperatură.

Conductibilitatea termică se modifică corespunzător ecuației generale:

$$Q = \frac{\lambda}{S} \times \Delta T, \text{ kcal/m}^2\text{h} \qquad (1)$$

unde: Q este cantitatea de căldură; λ — valoarea conductibilității termice; S — grosimea produsului refractar; ΔT — gradientul de temperatură.

Cantitatea de căldură pe unitatea de suprafață și timp, care traversează produsul refractar, reprezintă domeniul care interesează:

$$Q = \frac{T2 - T\,a}{S + \frac{1}{x}} \qquad (2)$$

iar în cele două domenii (refractarul și partea „rece") reprezintă:

$$Q = \frac{\lambda}{S}(T2 - T\,1) = \alpha\,(T\,1 - T\,a) \qquad (3)$$

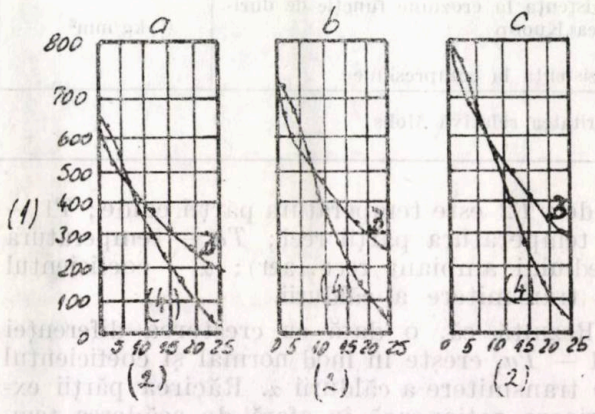


Fig. 2. Variația temperaturii în cărămizi de probă nezgurificate cu răcire exterioară, la temperaturi interioare ale cărămizilor de: *a* = 600°C; *b* = 700°C; *c* = 800°C; *1* — temperatura, °C; *2* — lungimea cărămizii de probă, cm; *3* — cărămida de carbură; *4* — șamota

Tabelul 3

Acțiunea compușilor chimici asupra SiO_2 și SiC

Produsul chimic	Rezistența la șoc chimic a SiO_2	Rezistența la atac chimic a SiC
SiO_2	Nu are efect chimic.	atacat la temperatura peste 1 900°C
B_2O_3	Formează eutectic.	Nu se cunoaște.
P_2O_5	Formează eutectic.	atac puternic
SO_3	Nu are efect chimic.	Nu are efect chimic.
F	Împreună cu alți compuși formează eutectic.	atac ușor
Cr_2O_3	Practic nu reacționează. CrO la 1 500°C formează Cr_2SiO_4 și Cr_2O_3 cu FeO din refractare	Reacționează la temperaturi peste 1 375°C.
Al_2O_3	Formează spinel, mulit cu punct de topire foarte înalt.	Practic nu reacționează.
Fe_2O_3	Nu are efect chimic.	Reacționează la peste 1 300°C.
FeO	Formează Fe_2SiO_4 cu eutectic de temperatură joasă.	Formează compuși cu eutectic de temperatură joasă.
C	Poate reduce SiO_2 aflat în stare de vapori.	CO atacă superficial la peste 1 000°C. CO_2 și apa atacă la peste 1 700°C. C în prezența Si urmărește proprietățile carburii de siliciu în toate atmosferele.
CaO și MgO	Formează silicați cu punct de topire ridicat. În prezența Al_2O_3 și Fe_2O_3 formează eutectice cu FeO.	reacție la temperaturi peste 1 000°C
MnO	Formează Mn_2SiO_4 la 1 250°C și eutectic la 1 345°C.	Formează compuși la peste 1 340°C.
PbO	Formează compuși cu punct de topire jos și eutectic.	Reacționează cu CuO la peste 1 300°C.
Na_2O	Formează compuși cu punct de topire foarte jos și eutectic.	Formează compuși la temperaturi peste 900°C.

Tabelul 4

Caracteristicile fizice comparative între refractarele silica și carborundice

Caracteristicile	U.M.	Materialul refractar		Observații
		silica	carbură de siliciu	
Coeficientul de dilatare termică	1/°C	$237 \cdot 10^{-7}$(20—600°C)	55×10^{-7}	
Modul de elasticitate	x10^9Pa	73 (sticlă)	485	
Conductivitatea termică la :	Kcal/mh,°C	—	—	
1 000°C		1,4	8,5	
1 200°C		1,8	7,8	
1 400°C		2,0	7,0	
Rezistența la eroziune funcție de duritatea Knoop	kg/mm²	820	2700	7000—8000 la diamant
Rezistența la compresiune				
Duritatea relativă Mohs		cca 7,0	cca 9,4	

unde : $T2$ este temperatura părții calde ; $T1$ — — temperatura părții reci ; Ta — temperatura mediului ambiant rece (aer) ; α — coeficientul de transmitere a căldurii.

Rezultă că, o dată cu creșterea diferenței $T1 - Ta$, crește în mod normal și coeficientul de transmitere a căldurii α. Răcirea părții exterioare acționează în afară de scăderea temperaturii exterioare Ta și asupra creșterii coeficientului de transmitere a căldurii α, care duce la creșterea cantității de căldură evacuată Q. În acest caz, temperatura suprafeței reci scade, avînd influență directă asupra suprafețelor calde și asupra temperaturii minime de reacție.

Produsele refractare din carbură de siliciu prezintă deci, datorită conductibilității ridicate, o dată cu scăderea temperaturii din exterior, un gradient al temperaturii mai ridicat în zona temperaturilor de lucru superioare.

Această influență devine și mai pronunțată în cazul răcirii exterioare, deoarece avantajul conductibilității termice ridicate se valorifică pe deplin la această transmisie de căldură mărită.

În opoziție cu aceasta se situează o cărămidă de șamotă sau silica, a cărei conductibilitate termică este de 3—3,5 ori mai mică la temperatura de lucru, fiind atît de redusă încît evacuarea de căldură (datorită modificării temperaturii exterioare T1) este numai puțin intensificată.

Așa cum se știe, o influență directă asupra conductibilității o are densitatea (respectiv porozitatea) (tab. 5).

Zonele critice din boltă (cu acumulări locale de temperatură), în cazul utilizării refractarelor bune conducătoare de căldură, pe bază de carbură de siliciu, sînt eliminate, avînd loc o repartizare uniformă a căldurii în întreaga boltă.

Faptul că „atacul" fundațiilor are loc doar superficial, deoarece temperatura de formare a compușilor cu puncte joase de topire este permanent la limită (motiv : autorăcirea) face ca exfolierea să fie practic nulă, iar uzura prin atacul chimic propriu-zis să fie mic. Deci, o influență benefică o are și modulul mare de elasticitate al carburii de siliciu.

Tabelul 5

Caracteristicile produselor refractare carborundice (comparativ cu silica) realizate la I.P.R. „9 Mai" Turda

Caracteristicile	Refractarele	
	silca	carbură de siliciu
Densitatea, g/cm³	1,82—1,85	2,40—2,45
Porozitatea aparentă, %	20—24	20—22
Rezistența la compresiune la rece, N/mm²	28,0	70,0
Dilatarea liniară la 1 450°C (max), %	1,8	0,5
Rezistența la șoc termic (încălzire la 900°C cu răcire în aer), cicluri	2	80
Rezistența la compresiune la 1 400°C, N/mm²	cca 13	cca 12

Importanța răcirii artificiale în durabilitatea unei bolți la cuptoarele electrice cu arc este foarte clară, în contextul urmăririi rezultatelor obținute la bolțile răcite cu apă la interior față de același tip de boltă nerăcită.

Însă, în acest context, trebuie specificat faptul că proporția manoperei crește față de o boltă normală, nerăcită.

Prin utilizarea bolților cu „autorăcire", avînd ca material de bază carbura de siliciu, cantitatea de manoperă necesară scade, iar posibilitatea unei răciri simple, prin insuflare de aer pe boltă îi mărește performanțele.

Rezistența la coroziunea prafului și gazelor care este de peste zece ori mai mare decît la refractarele silica și rezistența chimică, practic identică cu silica, fac ca bolta carborundică, (de tip acid), să fie un înlocuitor indicat și din punct de vedere al bolților din silica.

Materialul rezultat după dezbaterea bolților poate fi utilizat ca dezoxidant, carburant, material de aliere cu siliciu și desulfurant în obținerea fontei și oțelului.

Avantajele economice ale utilizării bolților carborundice din material refractar cu autorăcire sînt deci următoarele : rezistența mecanică ridicată la rece și la temperatură înaltă ; nu necesită înzidire cu mortar ; nu necesită o calificare ridicată a muncitorilor zidari ; nu se pune problema consumului suplimentar de energie pentru menținerea bolții la temperatura de peste 600°C în timpul opririlor ; prezintă suficientă rezistență chimică și la abraziune la acțiunea gazelor și prafului ; prezintă o durabilitate mai mare cu o reducere aferentă de manoperă și a timpului pentru înzidire ; materialul refractar rezultat la terminarea campaniei poate fi utilizat în producție, după o analiză chimică, la producerea fontei sau oțelului ; nu se mai cere evacuarea costisitoare a deșeurilor refractare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Teoreanu, C. *Introducerea în știința materialelor anorganice.* București, Ed. Tehnică, 1987.

[2] Leonard, L. A. *Refractare utilizate la vatra furnalului.* În : Iron and Steel, Anglia, nr. 6/1971.

[3] Jackson, B. *Schimbări în procesele de elaborare a oțelului și în legătură cu produsele refractare (în perioada 1956—1968).* În : Refractaries Jurnal, S.U.A. nr. 11/1965.

[4] Lakin, Z. R. *Refractare pentru cuptoare electrice mari cu arc.* În : Steel Times, Anglia, nr. 10/1969.

[5] Engel, E. ș.a. *Cercetări privind zgurificarea în furnal a materialelor din carbură de siliciu.* În : Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 4, 1972.

[6] Konopiky, K. ș.a. *Produsele refractare și unele probleme legate de utilizarea lor în oțelăriile moderne.* În : Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 16/1973.

[7] König, G. ș.a. *Uzura căptușelilor refractare ale furnalelor.* În : Stahl und Elsen, R.F.G., nr. 2, 1971.

[8] Lepingle, M. *Considerații asupra coroziunii materialelor refractare.* În : Silikattechink, R.D.G., nr. 1, 1969.

[9] Winfield, G. *Experiența referitoare la materialele refractare pentru cuptorul electric cu arc de la Rond Oak Steel Works.* În : Steel Times, Anglia, nr. 12, 1968.

[10] Bates, B. H. *Materialele refractare noi în industria siderurgică.* În : Kohaszat, R. P. Ungaria, nr. 5/1972.

[11] Greaves, E., Lakin, F. *Schimbări structurale ale cărămizilor aluminoase din bolțile cuptoarelor electrice cu arc electric.* În : Transactions and Journal al the British Ceramic Society, Anglia, nr, 1, 1971.

Ing. C.T. Mustață și
ing. Angela Mazilu
IPROMET

Aspecte constructive ale lăncii cu două fluxuri de insuflare a oxigenului, utilizată la elaborarea oțelului în convertizor

CZ: 669.184.244.86

Metoda postcombustiei oxidului de carbon. Este economic sau nu să se utilizeze cantități mari de fontă lichidă în încărcătura metalică a convertizorului?. Aceasta este întrebarea pe care și-au pus-o mulți specialiști din acest domeniu. Răspunsul și, evident, părerile sînt împărțite, venindu-se cu argumente pro și contra. Totuși, se observă că în conjunctura economică actuală, multe țări puternic dezvoltate economic și cu tradiție în elaborarea oțelului tind să-și reducă, pe cît posibil, consumul de fontă lichidă în încărcătura metalică a convertizorului.

În acest sens, s-au făcut numeroase studii și cercetări pentru găsirea unor tehnologii care să permită obținerea rezultatului scontat.

Dintre acestea, merită amintite tehnologiile aplicate pe scară industrială sau aflate într-un stadiu avansat de cercetare și experimentare, și anume: tehnologia de insuflare combinată a oxigenului, pe sus prin lance și pe jos prin duze montate în vatra convertizorului; introducerea în încărcătura convertizorului a materialelor generatoare de căldură (cărbune, cocs, ferosiliciu, carbură de siliciu etc.); creșterea calității fontei lichide și a temperaturii ei; preîncălzirea fierului vechi etc.

Una din metodele de reducere a consumului de fontă lichidă, cu efecte relativ ridicate, este metoda postcombustiei oxidului de carbon rezultat, în timpul procesului de elaborare a oțelului, în spațiul de lucru al convertizorului.

Această metodă permite utilizarea cu un randament ridicat a energiei rezultate în sistem, cu efecte pozitive asupra consumului de fontă.

În urma reacției dintre carbon și oxigen, din baia metalică se degajă, în principal, oxid și bioxid de carbon, în proporție de cca 85% CO, respectiv 15% CO_2 (valori orientative).

În procedeul de elaborare LD, clasic, aceste gaze părăsesc spațiul de lucru al convertizorului, pătrunzînd prin hotă în cazanul recuperator, unde are loc recuperarea căldurii lor fizice și chimice. În vederea utilizării avansate a potențialului energetic al gazelor de convertizor, s-a încercat arderea într-o proporție cît mai mare a oxidului de carbon în spațiul de lucru al convertizorului, prin introducerea oxigenului în această zonă.

Încercările efectuate au utilizat duze, montate în partea conică a convertizorului, sau lănci speciale (fig. 1).

Lancea cu postcombustie. Lucrarea își propune să analizeze din punct de vedere constructiv acest tip de lance și efectele ei asupra consumului de fontă lichidă.

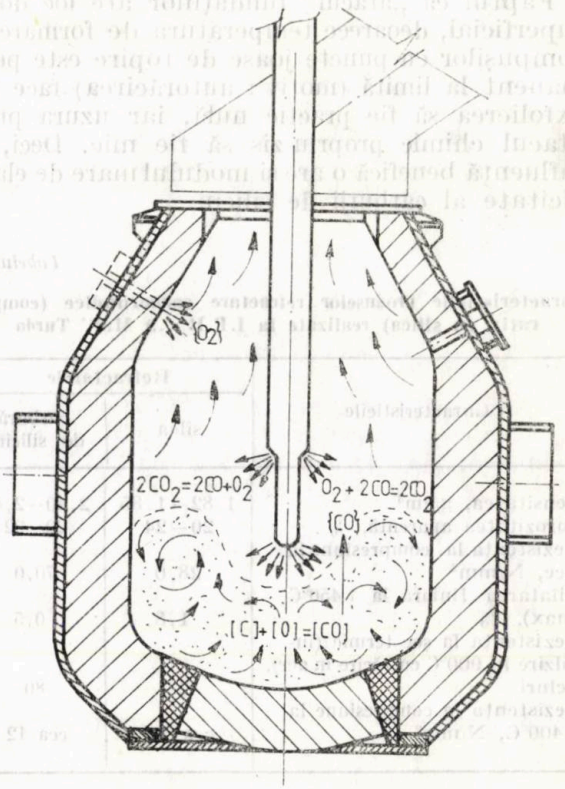


Fig. 1. Convertizorul care utilizează lancea cu postcombustie

Constructiv (fig. 2) această lance, spre deosebire de lancea clasică, este prevăzută cu două niveluri de insuflare a oxigenului, unul pentru afinarea propriu-zisă și al doilea pentru postcombustia oxidului de carbon în spațiul de lucru al convertizorului.

Căldura rezultată în urma acestui proces se transferă băii în proporție de 90—100%. Aceste valori sînt în concordanță cu cele publicate în literatura de specialitate [1] și confirmate de rezultatele experimentale și cele industriale.

În literatura de specialitate acest tip de lance este cunoscut sub denumirea de „lance cu postcombustie".

Principalele caracteristici ale acestui tip de lance sînt: numărul de duze al celui de-al

doilea flux de oxigen; distanța dintre cele două niveluri de insuflare; unghiul de înclinare a acestor duze.

Numărul duzelor din fluxul numărul doi, pentru postcombustie, depinde de o serie de factori, cum sînt: capacitatea convertizorului;

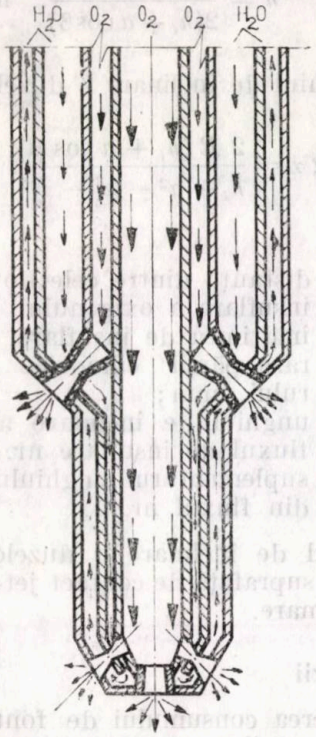


Fig. 2. Lancea cu postcombustie

proporția dintre fonta lichidă și fierul vechi încărcat; tipul fontei utilizate (fosforoasă sau hematitică); intensitatea insuflării oxigenului de afinare etc.

Analiza chimică a gazelor arse a arătat că în cazul postcombustiei, insuflarea oxigenului prin fluxul numărul 2 trebuie să urmărească întocmai intensitatea degajării oxidului de carbon din baie (fig. 3). În caz contrar, o intensitate de insuflare a oxigenului prin fluxul numărul 2 redusă, duce la o „postcombustie incompletă", iar o cantitate prea mare de oxigen introdusă nu va putea reacționa în întregime, el găsindu-se în gazele arse la intrarea în hotă.

Deci, nu întreaga cantitate de oxid de carbon rezultat din proces arde cu oxigenul, indiferent dacă în spațiul de lucru al convertizorului acesta se găsește în exces.

Postcombustia oxidului de carbon are loc pînă la o anumită valoare „de echilibru" după care reacția $2CO+O_2 = 2CO_2$ nu mai are loc.

Analizele de gaze, executate de probe luate la gura convertizorului care a utilizat lancea cu postcombustie, au arătat că procentul de bioxid de carbon ajunge la cca 30%.

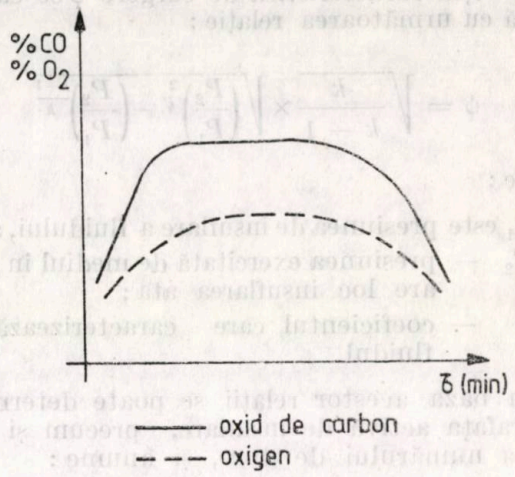


Fig. 3. Alura curbelor de degajare a oxidului de carbon, respectiv de insuflare a oxigenului pentru postcombustie

Ca atare, prin fluxul numărul 2 de insuflare, trebuie să se aducă în spațiul de lucru doar atît oxigen cît să permită respectarea condiției de mai sus.

Elemente de dimensionare a lăncii cu postcombustie. În proiectarea și construcția lăncii cu postcombustie (fluxul numărul 2) trebuie să se aibă în vedere următoarele aspecte: nivelul de amplasare a duzelor pentru postcombustie să fie astfel ales încît acestea să nu poată fi înfundate cu metal și zgură; jetul de oxigen să nu degradeze zidăria refractară; numărul duzelor și suprafața lor activă să permită aducerea, în spațiul de lucru, a oxigenului necesar arderii oxidului de carbon pînă la cca 30% din totalul gazelor arse.

O analiză comparativă a procedeului de elaborare clasic și a celui care utilizează lancea cu postcombustie scoate în evidență cantitatea de oxigen necesară postcombustiei, care este de cca 10 Nm^3/t.

În funcție de această cantitate de oxigen, se determină numărul și parametrii constructivi ai duzelor.

Cantitatea de fluid care poate fi insuflată printr-o duză se poate determina cu relația:

$$G = \psi \times F_0 \times \sqrt{2g \times \frac{P_1}{v_1}} \times \mu, \quad \text{kg } O_2/s \qquad (1)$$

unde:

ψ este funcția caracteristică de curgere;
F_0 — suprafața activă de insuflare, m^2;
g — accelerația gravitațională, m/s^2;
P_1 — presiunea de insuflare a fluidului, ata;
v_1 — volumul specific real, m^3/kg;
μ — coeficientul de curgere.

Funcția caracteristică de curgere ψ se calculează cu următoarea relație :

$$\psi = \sqrt{\frac{k}{k-1}} \times \sqrt{\left(\frac{P_2}{P_1}\right)^{\frac{2}{k}} - \left(\frac{P_2}{P_1}\right)^{\frac{k+1}{k}}} \qquad (2)$$

unde :

P_1 este presiunea de insuflare a fluidului, ata ;

P_2 — presiunea exercitată de mediul în care are loc insuflarea ata ;

k — coeficientul care caracterizează fluidul.

În baza acestor relații se poate determina suprafața activă de insuflare, precum și alegerea numărului de duze, și anume :

$$n \times F = G \times \frac{1}{\mu} \times$$

$$\times \sqrt{\frac{v_1 \times (k+1)}{2gk \times P_1}} \times \frac{1}{\sqrt{\left(\frac{P_2}{P_1}\right)^{\frac{2}{k}} - \left(\frac{P_2}{P_1}\right)^{\frac{k+1}{k}}}}, \ m^2 \qquad (3)$$

unde :

n este numărul de duze, buc. ;

F — suprafața activă a unei duze, m^2 ;

P_1, P_2, μ, v_1, g și k au semnificațiile redate mai sus.

În ceea ce privește cel de-al doilea element principal în construcția lăncii cu postcombustie, distanța la care se amplasează fluxul numărul 2 de insuflare a oxigenului și unghiul de înclinare a duzelor (fig. 4), acestea se determină pe baza unor calcule de geometrie plană elementară (teorema lui Pitagora generalizată) și de trigonometrie, și anume :

— distanța dintre cele două fluxuri de insuflare a oxigenului :

$$h = \frac{a^2 - h_i^2 - R^2}{2(h_i + a\cos\beta)}, \ \text{mm} \qquad (4)$$

— unghiul de înclinare a duzelor :

$$\operatorname{tg}\alpha = \frac{2R(h_i + a\cos\beta)}{h_i + a^2 - h_i^2 - R^2}, \ \text{grd.} \qquad (5)$$

unde :

a este distanța dintre cele două fluxuri de insuflare a oxigenului, mm ;

h_i — înălțimea de insuflare, mm ;

R — raza părții cilindrice a convertizorului, mm ;

α — unghiul de înclinare a duzelor din fluxul de insuflare nr. 2 ;

β — suplementarul unghiului de insuflare din fluxul nr. 1.

Unghiul de înclinare a duzelor trebuie să asigure o suprafață de contact jet-baie metalică cît mai mare.

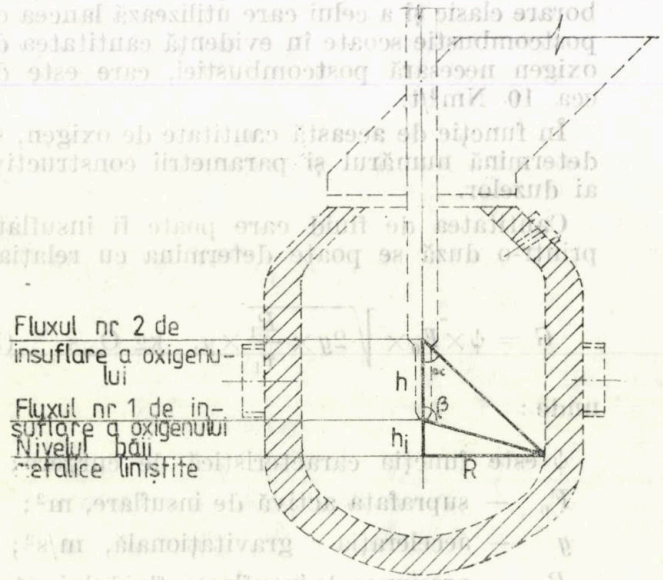


Fig. 4. Elementele geometrice pentru determinarea unghiului de înclinare și înălțimea de amplasare a duzelor pentru postcombustie

Concluzii

Reducerea consumului de fontă lichidă s-a impus în țările care nu dispun de cantități mari de minereu de fier pentru producerea fontei.

Diametral opus de acestea, țările cu bogate resurse de materii prime preferă utilizarea fontei în proporție ridicată la elaborarea oțelului în convertizor, fierul vechi fiind utilizat în încărcătura metalică a cuptoarelor electrice cu arc.

Se observă deci că răspunsul la întrebarea introductivă este în funcție de o serie de particularități și disponibilități materiale specifice fiecărei țări și în strînsă concordanță cu politica economică respectivă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Denier, G. ș.a. *Developpement industriel du procédé LBE.* În : Revue de Métallurgie, Franța, nr. 3, 1981.

[2] Decker, A. *Combined blowing at Hainaut Sambre.* 13th Regular Meeting of The Committee on Technology IISI 10, martie, 1981, Melbourne, Australia.

[3] * * * *Development of the LBE Process in Europa.* 13th Regular Meeting of The Committee on Technology IISI, 10 martie, 1981, Melbourne, Australia.

[4] Von Bogdany, L. ș.a. *Verbesserung des Bodenclasens durch die Kombinierte Blastechnik und Erhöhung des Schrottsatzes.* În : Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 7, 1982.

[5] Arsentiev, P. P., Kritko, M. P. *Konverterti protess c donnim dutiem.* Moscova, Metallurghiia, 1983.

Dr. ing. Ecaterina Szöes
C.U.G. Cluj-Napoca

Modelarea cineticii proceselor metalurgice care însoțesc elaborarea în cuptorul cu inducție (II)

CZ : 531.3 :669.015

La elaborarea metalelor în cuptoare cu inducție, procesele metalurgice se desfășoară în sistemul aer-metal—lichid-zgură-masă de ștampare.

Luînd ca invariabile faza gazoasă și masa de ștampare, într-o lucrare anterioară [1] s-a stabilit un model macrocinetic, care descrie viteza de schimbare a unor componenți din baia lichidă, la elaborarea fontelor albe înalt aliate în cuptor cu inducție cu creuzet de 6,3 t. Modelul descris este valabil pentru sistemul binar metal—lichid-zgură.

Pentru studiul sistemului quaternar aer-metal — lichid-zgură-masă de ștampare, încercările s-au făcut tot în cuptorul de inducție cu creuzet de 6,3 t. Masa de ștampare acidă conține : 97,8% SiO_2, 0,65% Fe_2O_3, 0,5% CaO, 0,9% Al_2O_3, iar cea bazică : 4% SiO_2, 53,5% Al_2O_3, 0,76% Fe_2O_3, 2,1% CaO, 36,8% MgO. Temperatura băii metalice este de 1 500°C. Compoziția fontei înalt aliate și a zgurei aferente, la cuptorul căptușit cu masă de ștampare bazică, este redată în tabelul 1.

Zgura cuptorului cu masă de ștampare acidă conține mai mult bioxid de siliciu decît cea formată la cuptorul căptușit cu masă de ștampare bazică. Se poate remarca conținutul de oxid feros mai mare, conținutul de aluminiu mai mic și conținutul în elemente de aliere mai mare al zgurei. Bazicitatea zgurei este mai mare în cazul căptușelii bazice, iar aciditatea zgurei este mai mare în cazul căptușelii acide (tab. 3 și 4). După cifrele de bazicitate se poate constata că nivelul lor este destul de apropiat în zgurele formate în prezența a două mase de ștampare atît de diferite, încît există un echilibru fontă-zgură după care tinde acest sistem binar. Dacă sistemul ar atinge echilibrul, compoziția fontei și a zgurei ar fi invariabilă în timp. Variația în timp a compoziției chimice, după investigațiile de pînă acum, arată că sistemele fontă-zgură studiate nu și-au atins echilibrul sau nu-l ating din cauza influenței celorlalți componenți ai sistemului : aer și masă de ștampare.

Tabelul 1

Compoziția fontei și a zgurei după aliere la cuptorul cu inducție căptușit cu masă de ștampare bazică

Compoziția fontei %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V
Proba 1	2,60	0,50	0,67	0,04	0,05	13,6	0,19	0,1	0,04	0,4
Proba 2	2,0	0,40	0,35	0,04	0,04	15,5	0,20	0,06	—	0,2

Compoziția zgurei %	SiO	MnO	FeO	CaO	MgO	Al_2O_3	Cr_2O_3	V_2O_5
Proba 1	25,2	11,9	2,8	3,2	9,4	60,5	7,9	4,81
Proba 2	33,6	8,20	2,29	4,85	7,5	41,9	7,1	2,85

Tabelul 2

Compoziția fontei aliate și a zgurei la cuptorul cu inducție căptușit cu masă de ștampare acidă

Compoziția fontei	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V
Proba 1	2,60	0,48	0,49	0,05	0,04	14,8	0,2	0,05	0,29	0,2
Proba 2	2,10	0,59	0,60	0,05	0,05	15,2	0,18	0,05	0,05	0,3

Compoziția zgurei	SiO_2	MnO	FeO	CaO	MgO	Al_2O_3	Cr_2O_3	V_2O_5
Proba 1	49,00	14,23	6,58	1,55	2,4	7,12	10,3	4,27
Proba 2	57,3	12,12	4,0	2,6	1,16	10,1	12,6	4,97

Tabelul 3

Bazicitatea zgurei după alierea fontei

$B = \frac{CaO + FeO + MgO + MnO}{SiO_2 + V_2O_5}$ Bazicitatea zgurei	Proba 1	Proba 2
Cuptorul cu căptușeală bazică	0,91	0,62
Cuptorul cu căptușeală acidă	0,46	0,48

Tabelul 4

Aciditatea zgurei după alierea fontei

Aciditatea zgurei $A = \frac{SiO_2\,\%}{CaO\,\%}$	Proba 1	Proba 2
Cuptorul cu căptușeală bazică, fontă albă	7,9	6,99
Cuptorul cu căptușeală acidă, fontă albă	31,65	22,03

Dacă schimbarea compoziției fontei în cursul elaborării în cuptorul cu inducție s-ar datora numai reacțiilor chimice care au loc între componenții sistemului, atunci factorul motric al variațiilor de concentrații ar fi gradientul de element, respectiv diferența de concentrație între compoziția sistemului ternar sau quaternar. Din acest punct de vedere, numai oxigenul s-ar putea studia în sistemul quaternar, neaflîndu-se nici un alt element în toate cele patru componente : aer-fontă-zgură-masă de ștampare. Pe autori îi interesează, în primul rînd, elementele care afectează direct calitatea fontei. În sistemul ternar fontă-zgură-masă de ștampare, gradientele de elemente mai importante sînt prezentate în tabelele 5 și 6. Tendințele de transformare notate cu săgeată arată direcția în care se tinde pentru egalarea concentrațiilor. De exemplu, dacă $\Delta SiO_2 < 0$ în sistemul zgură-masă de ștampare, atunci masa de ștampare se va dizolva și va trece în zgură. Tendințele de transformare s-au apreciat pe baza gradienților de elemente, obținute din analiza chimică a fontei, a zgurei și a masei de ștampare, pe baza observațiilor privind variația în timp a concentrațiilor acestor elemente în fontă și zgură. Este de semnalat faptul că nu este o deosebire esențială privind conținutul de calciu și magneziu al fontei la elaborarea ei, în prezența maselor de ștampare diferite.

În ambele cazuri, conținutul de calciu este de la urme fine la 0,02%, iar cel de magneziu este de maximum 0,01%. Conținutul de aluminiu al fontei, la cuptorul căptușit cu masă de ștampare acidă, este de 0,15—0,3%, iar la cuptorul căptușit cu masă de ștampare bazică este de 0,1—0,25%.

Conținutul de aluminiu mai mare al fontei elaborate în cuptorul căptușit cu masă de ștampare acidă se datorește utilizării aluminiului la dezoxidarea fontei. Deoarece, în acest caz, zgura conține mai mult oxid feros, fonta trebuie dezoxidată mai des. Oxidul feros ridicat al zgurei, în cazul căptușelii acide, se datorește tocmai prezenței bioxidului de siliciu dizolvat din quarțită.

Tabelul 5

Diferențe de concentrație între componenții sistemului zgură-fontă-masă de ștampare acidă

Sistemul	Tendințele de transformare	Gradientul de elemente			
		ΔSiO_2	ΔAl_2O_3	ΔCaO	ΔMgO
Zgură ↔ masă de ștampare		−48 ÷ −40	7 ÷ 9	1 ÷ 1,5	1 ÷ 2
Tendințele de transformare		←	→	→	→
Zgură ↔ fontă		49 ÷ 57	7 ÷ 10	1,5 ÷ 2,5	1 ÷ 2
Tendințele de transformare		→	→	→	→
Tendința de transformare a siliciului		masă de ștampare → zgură → fontă			
Tendințele de transformare a aluminiului		zgură ↗ masă de ștampare; zgură ↘ fontă			
Tendința de transformare a calciului		zgură ⇗ masă de ștampare; zgură ⇘ fontă			
Tendința de transformare a magneziului		zgură ⇗ masă de ștampare; zgură ⇘ fontă			

Tabelul 6

Diferența de concentrație între componenții sistemului zgură-fontă-masă de ștampare bazică

Sistemul. Tendințe de transformare	Gradientul de elemente			
	ΔSiO_2	ΔAl_2O_3	ΔCaO	ΔMgO
Zgură ↔ masă de ștampare	29,4÷40	−26÷−33	0,1÷1	−26÷−30
Tendințele de transformare	→	←	→	←
Zgură ↔ fontă	33÷44	21÷22	2÷3	7÷9
Tendințele de transformare	→	→	→	→
Tendințele de transformare a siliciului	zgură ↗ masă de ștampare; zgură ↘ fontă			
Tendința de transformare a aluminiului	masă de ștampare → zgură → fontă			
Tendința de transformare a calciului	zgură ↗ masă de ștampare; zgură ↘ fontă			
Tendințele de transformare a magneziului	masă de ștampare → zgură → fontă			

Gradientul mare de siliciu între baia lichidă și zgură intensifică reacțiile:

$$SiO_2(zg) + 2Fe = 2FeO(zg) + Si \quad (1)$$

$$FeO(zg) + C = CO + Fe \quad (2)$$

În urma acestor procese de transformare, crește conținutul de siliciu și scade cel de carbon al fontei. Scăderea conținutului de Cr, Mn, V etc. se produce în urma următoarelor reacții:

$$2\,Cr + 3Fe\,O(zg) = 3Fe + Cr_2O_3(zg) \quad (3)$$

$$2\,V + 3FeO(zg) = V_2O_3 + 3Fe \quad (5)$$

$$Mn + FeO(zg) = Fe + MnO\,(zg) \quad (4)$$

$$Si + 2\,FeO(zg) = SiO_2(zg) + Fe \quad (6)$$

Aciditatea mai mare a zgurei se datorește prezenței cuarțitei ca material de ștampare. La temperaturi de peste 1 500°C, prin dizolvarea căptușelii, se pot produce reacțiile:

$$SiO_2(m.\,st.) + 2C = Si + 2CO \quad (7)$$

$$SiO_2(m.\,st.) + Fe = FeO(zg) + Si \quad (8)$$

Pentru a vedea reacțiile care se pot produce în sistemul ternar, baia lichidă-zgură-masă de ștampare, se comasează reacțiile din cele două sisteme binare. Astfel, din reacțiile (2) și (7) rezultă procesul după care masa de ștampare acidă intensifică arderea carbonului și creșterea siliciului din fontă:

$$SiO_2(m.st.) + FeO(zg) + 3C = 3CO + Si + Fe \quad (9)$$

Din reacțiile (3) și (7) rezultă reacția după care arderea cromului din fontă se intensifică în prezența cuarțitei:

$$SiO_2(m.\,st.) + 3FeO\,(zg) + 2Cr + 2C = 2CO + 3Fe + Cr_2O_3\,(zg) \quad (10)$$

Din reacțiile (6) și (7) rezultă:

$$SiO_2(m.\,st.) + 2FeO\,(zg) + 2C = 2FO + SiO_2\,(zg) + 2CO \quad (11)$$

Ca urmare a desfășurării acestor reacții, căptușeala cuptorului se uzează intens (fig. 1), iar dezoxidarea fontei trebuie executată ritmic după fiecare 20—30 minute.

În cazul elaborării în prezența căptușelii bazice, se pot produce reacțiile:

$$MgO(m.st.) + C = Mg + CO \quad (12)$$

$$FeO\,(zg) + Mg = Fe + MgO\,(zg) \quad (13)$$

Rezultă că:

$$MgO\,(m.\,st.) + C + FeO\,(zg) = Fe + MgO(zg) + CO \quad (14)$$

Prin această reacție se explică conținutul în magneziu mai ridicat al zgurei. Oxidul de aluminiu din masa de ștampare reacționează în felul următor :

$$Al_2O_3 + 3C = 2Al + 3CO \qquad (15)$$

Dezoxidarea fontei se face cu aluminiu metalic :

$$2Al + 3FeO(zg) = 3Fe + Al_2O_3(zg)$$

Rezultă procesul chimic după care s-ar produce scăderea conținutului de carbon al fontei, explicîndu-se conținutul mai ridicat de aluminiu al zgurei :

$$Al_2O_3(m.ș.) + C + FeO(zg) = \\ = Fe + Al_2O_3(zg) + CO \qquad (17)$$

În mod similar, scăderea conținutului de crom al fontei se desfășoară după reacția :

$$2Cr + 3FeO(zg) + Al_2O_3(m.ș.) = \\ = Cr_2O_3(zg) + 3Fe + Al_2O_3(zg) \qquad (18)$$

Prin desfășurarea acestor reacții între masa de ștampare și căptușeala cuptorului, se poate explica formarea depunerii pe fundul cuptorului (fig. 2). Compoziția chimică a depunerii este următoarea :

SiO_2 : 19,86% ; MnO : 7,87% ; FeO : 0,89% ; $Fe_{23}O$: 2,92% ; CaO : 3,42% ; MgO : 6,55% ; Al_2O_3 : 56,47% ; Cr_2O_3 : 0,17% ; V : urme ; Mo : urme ; Pb : urme. Masa de ștampare bazică se uzează mai puțin la elaborarea fontei albe înalt aliate. Durabilitatea căptușelii bazice este de trei-patru ori mai mare decît cea a căptușelii acide.

Variațiile de concentrații într-o fază se pot produce ca urmare a diferențelor de concentrații ale elementelor respective în fazele care se află în contact. Astfel, concentrațiile de siliciu în cele trei faze sînt prezentate în tabelul 7. Variația conținutului de siliciu (V_{Si}) al fontei este, în funcție de concentrația lui, în cele trei faze : în fontă ($C_{Si\ fontă}$); în zgură ($C_{Si\ zg}$) și în masa de ștampare ($C_{Si\ m.ș.}$) :

$$V_{Si} = f(C_{Si\ fontă},\ C_{Si\ zg},\ C_{Si\ m.ș.})$$

Tabelul 7

Conținutul de siliciu al fontei, al zgurei și al masei de ștampare

Tipul masei de ștampare	% Si în baie	% Si în zgură	% Si în căptușeală
Acidă	0,48	49,00	98
	0,59	57,3	98
Bazică	0,50	25,2	4,1
	0,40	33,6	4,1

Dacă se face abstracție de masa de ștampare după modelul care descrie viteza de schimbare a conținutului de siliciu în fontă, pe baza gradientului de concentrație descris cu formula :

$$V = K(C_{Si\ zg} - C_{Si\ fontă})$$

rezultă un coeficient de transfer foarte mic [1]: K = p0,0001555, care nu reflectă schimbările din realitate. Deci, trebuie luată în considerare și prezența activității chimice a masei de ștampare. Clarificarea funcției $f(C_{Si\ fontă}, C_{Si\ zg}, C_{Si\ m.ș.})$ rămîne o problemă de viitor.

Toate transformările care au loc în timpul elaborării în compoziția fontei și supraîncălzirii nu se pot explica numai pornind de la gradienții de element, care există între sistemul fontă-zgură-masă de ștampare, de exemplu variația conținutului de carbon, mangan, crom, vanadiu, molibden etc. Arderea lor este diferită după tipul masei de ștampare, cu toate că se află în două faze : faza lichidă și zgura. Aceasta înseamnă că, pe lîngă procese de transformare, au loc și procese de transfer care au viteză scăzută, iar viteza lor determină evoluția proceselor care însoțesc elaborarea metalelor.

În tabelul 8 se prezintă schema proceselor de transformare și transfer care însoțesc elaborarea fontei în cuptoare cu inducție. Aceste procese se desfășoară între cele trei faze : faza gazoasă : aerul ; faza lichidă : fonta ; faza solidă : zgura și masa de ștampare. Schema 1 (tab. 8) reprezintă oxidarea fierului de către oxigenul din aer și acțiunea oxidului feros asupra arderii elementelor din fontă și asupra oxizilor formați sub formă de zgură. Pentru acest tip de proces este valabil modelul macrocinetic descris cu ecuația [1] :

$$V = K_t \cdot (C_{M,N\ zgură} - C_{M,N\ fontă})$$

în care :

V este viteza procesului de transformare sau transfer al unui component ;
K_t — coeficientul de transfer ;
$C_{M,N}$ — concentrația metalului sau a nemetalului : Si, Mn, Cr, V, C.

Schema 2 (tab. 8) reprezintă procesul de dizolvare (D_{SiO_2}) a bioxidului de siliciu din zgură și creșterea conținutului de siliciu al fontei în cursul elaborării, prin reducerea bioxidului

Tabelul 8

Schema proceselor de transformare şi transfer care însoţesc elaborarea fontei în cuptoare cu inducţie

Nr. crt.	Faza gazoasă	Faza lichidă	Faza solidă: zgură	Faza solidă: masă ştampare
1.	T_{O_2}	T_{Fe} → am → r → T_{FeO} → am → r → $T_{SiO_2;MnO;Cr_2O_3}$ → fcg_{zgura}; T_{CO}		
2.	T_{CO}	$T_{Si(l)}$ → r → am → $T_{SiO_2(l)}$; T_{Cl}		$D_{SiO_2(zg)}$
3.		$T_{Si(l)}$ → r → am → $T_{SiO_2(l)}$; $T_{Al(l)}$; $T_{Al_2O_3(l)}$	fcg_{zgura}	$D_{SiO_2(s)}$
4.	T_{O_2}; T_{CO}	am → r → $T_{Al_2O_3;MgO(l)}$; $T_{Mg;Al(l)}$ → r → am → $T_{MgO;Al_2O_3(l)}$; $T_{Cl(l)}$	fcg_{zgura}	$D_{MgO;Al_2O_3(s)}$
5.		D_{Al}; $T_{Al(l)}$; $T_{FeO(l)}$ → am → r	fcg_{zgura}	

LEGENDĂ:
Tx - proces de transfer
D - proces de dizolvare
am - amestecarea componentilor
r - reactie chimică
fcg - formare sicrestere de germeni de fază solidă

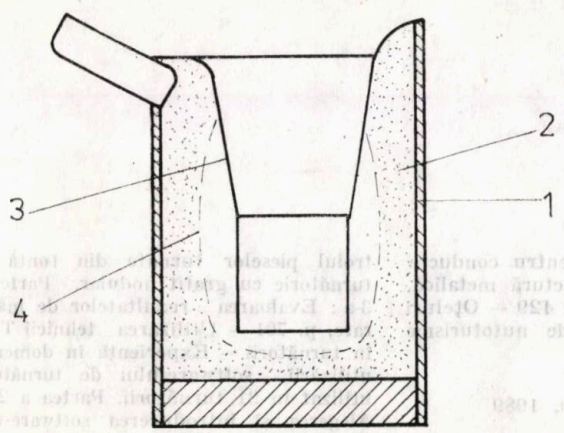


Fig. 1. Starea căptuşelii cuptorului ştampat cu cuarţită: *1* — creuzetul cu spirală; *2* — masa de ştampare pe bază de cuarţită; *3* — peretele căptuşelii după ştampare; *4* — — peretele căptuşelii uzate

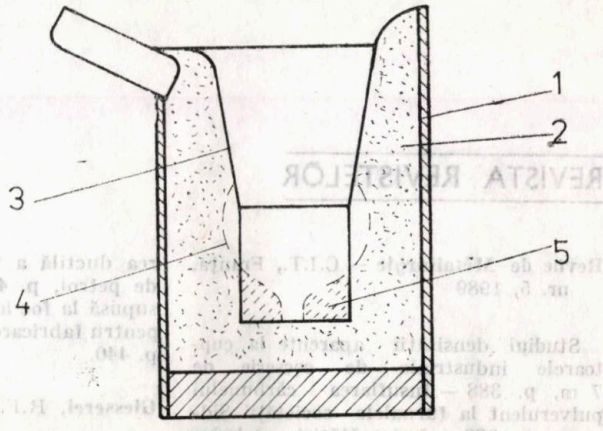


Fig. 2. Starea căptuşelii cuptorului din masa de ştampare bazică: *1* — creuzetul cu spirală; *2* — masa de ştampare bazică; *3* — peretele căptuşelii după ştampare; *4* — peretele căptuşelii uzate; *5* — depunerea pe fundul creuzetului

de siliciu cu carbonul din fontă. Acest proces de transformare şi transfer însoţeşte orice tip de elaborare. Pentru descrierea lui matematică sînt valabile reacţiile (1) şi (2) şi modelul cinetic:

$$V_t = K_t \cdot C_{Si} \cdot C_c^{-2}$$

Schema 3 (tab. 8) descrie procesul de oxidare a fontei prin intermediul masei de ştampare dizolvate în fontă, creşterea conţinutului de siliciu al fontei şi creşterea necesarului de dezoxidanţi — aluminiu — la elaborarea fontei în prezenţa cuarţitei ca material de ştampare. Pentru acest proces este valabil modelul macrocinetic:

$$V = K_t \cdot (Si\ m.\ şt. - Si\ fontă)$$

Acest model este valabil numai în cazul masei de ştampare acide.

Schema 4 (tab. 8) reprezintă procesul de ardere a cromului sau a carbonului din fontă, în prezenţa masei de ştampare bazice, conform reacţiilor (14) şi (18). Pentru acest proces este valabil modelul macrocinetic, care depinde de concentraţia elementului ($C_{M,N}$):

$$V = K_t \cdot C_{M,N}^m$$

Pentru fiecare element Cr, C, V în parte, trebuie stabilit coeficientul de transformare K.

Schema 5 (tab. 8) reprezintă procesul de dezoxidare cu aluminiu a fontei, conform reacției (16). Pentru acest proces, modelul macrocinetic este următorul :

$$V = K_t \cdot C^3_{FeO}$$

Pentru fiecare treaptă de încălzire și pentru fiecare temperatură, trebuie stabilit coeficientul K, care cuprinde atît activitatea oxidului feros, în funcție de temperatură, cît și dependența proceselor de transfer de gradul de agitare a băii.

Concluzii

Procesele care se desfășoară în timpul elaborării fontei albe înalt aliate în cuptoare cu inducție și care duc la schimbarea compoziției chimice a fontei sînt complexe. Ele includ atît procese de transformare bazate pe activitatea chimică a elementelor, cît și procese de transfer datorate gradienților de element între diferite faze ale sistemului. Ca urmare a acestor fenomene, o dată cu schimbarea compoziției chimice a fontei are loc și uzura căptușelii cuptorului. Această uzură se petrece cu totul altfel decît la elaborarea fontei cenușii în cuptoare cu inducție. Astfel, profilul masei de ștampare și cel al virolei utilizate sînt complet diferite. La elaborarea fontelor albe înalt aliate se utilizează o virolă mai conică, cu un diametru mai mic, grosimea căptușelii mărindu-se o dată cu scăderea considerabilă a capacității cuptorului. Uzura căptușelii este mai intensă la utilizarea masei de ștampare acide.

BIBLIOGRAFIE

[1] Szöcs, Ecaterina. *Modelarea cineticii proceselor metalurgice care însoțesc elaborarea în cuptor cu inducție.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 3, 1987.

[2] Oprea, Fl., Taloi, D., Constantin, I. și Roman, R. *Teoria proceselor metalurgice.* București, Ed. didactică și pedagogică, 1978.

[3] Szöcs, Ecaterina, Szöcs, Șt.: *Arderea elementelor în cuptoare cu inducție cu căptușeală acidă.* În : Metalurgia, R.S.R. nr. 6, 1976.

[4] Calistru, C., Leonte, C. *Tehnologia substanțelor anorganice.* București, Ed. didactică și pedagogică, 1972.

[5] Levenspiel, O. *Tehnica reacțiilor în ingineria chimică.* București, Ed. Tehnică, 1967, 61, 215.

REVISTA REVISTELOR

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 5, 1989

Studiul densității aparente la cuptoarele industriale de cocserie de 7 m, p. 388 — Insuflarea cărbunelui pulverulent la furnalele societății Sidmar, p. 393 — Imbunătățiri tehnice ale procedeului de elaborare a oțelurilor inoxidabile refractare realizate de societatea Krupp Stahl la uzina Bochum, p. 406 — Imbunătățirea laminării directe prin metoda laminării fără programare, p. 414 — Rezistența la rupere ductilă a tablelor pentru conducte de petrol, p. 423 — Structură metalică, supusă la foc localizat, p. 429 — Oțeluri pentru fabricarea roților de autoturisme p. 440.

Giesserei, R.F.G., nr. 20, 1989

Cauzele și efectele dezvoltărilor din prezent în domeniul construcțiilor mașinilor de format, p. 695 — Instalația automată de tehnică de imersie pe bază de ultrasunete, prevăzută pentru controlul pieselor turnate din fontă de turnătorie cu grafit nodular. Partea a 3-a : Evaluarea rezultatelor de măsurare, p. 701 — Utilizarea tehnicii TED în turnătorii — Experiența în domeniul utilizării software-ului de turnătorie utilizat în 31 turnătorii. Partea a 2-a : Alegerea și introducerea software-ului de turnătorie integrat, p. 705 — Sinteză bibliografică anuală asupra materialelor de formare. Partea a 2-a : procedee de formare pe bază de materiale de formare neliate cu argilă, materiale de adaos, materiale de acoperire (urmare 26), p. 710.

Mat. T. Popescu
ICEM

Aspecte privind modelarea matematică a mișcării oțelului lichid în recipiente metalurgice

CZ : 669.18.001.57

Cunoașterea caracteristicilor mișcării oțelului lichid în recipiente metalurgice are o mare importanță în studierea potențialului termic și chimic.

Modelarea matematică a mișcării oțelului lichid are un cîmp larg de aplicabilitate, permițînd simularea a numeroase procese metalurgice : injecția de pulberi reactive în recipiente ; insuflarea de fluide pentru barbotare ; insuflarea de oxigen pentru decarburare ; turnarea oțelului în recipiente ; prelucrarea în vid pe instalații de vidare porționată și recirculată ; agitarea metalului lichid într-un cîmp electromagnetic (REZ, RAV, cuptorul electric).

Mișcarea oțelului lichid este caracterizată prin : distribuția vitezelor în sistem (u și v sînt componentele vitezei pe cele două direcții, m/s) ; potențialul vitezelor, w [1/s] ; funcția curenților, kg/s.

Legătura dintre aceste trei mărimi este redată de relațiile :

$$\omega = \frac{\partial u}{\partial z} - \frac{\partial v}{\partial r} \qquad (1)$$

și

$$u = -\frac{1}{\rho r}\frac{\partial \psi}{\partial z}, \quad v = \frac{1}{r\rho}\frac{\partial \psi}{\partial r} \qquad (2)$$

unde : r, z sînt coordonate spațiale ;
ρ — densitatea, kg/m^3.

În aceste condiții, ecuația de transport a potențialului vitezei w este :

$$r^2\left[\frac{\partial}{\partial r}\left(\frac{w}{r}\frac{\partial \psi}{\partial r}\right) - \frac{\partial}{\partial r}\left(\frac{\omega}{r}\frac{\partial \psi}{\partial z}\right)\right] -$$

$$- \left[\frac{\partial}{\partial z} r^3 \frac{\partial}{\partial r}\left(H_{ef}\frac{\omega}{r}\right)\right] + \frac{\partial}{\partial r}\left[r^3\frac{\partial}{\partial z}\left(H_{ef}\frac{\omega}{r}\right)\right] \qquad (3)$$

cu H_{ef} — viscozitatea efectivă.

Ecuația curenților va fi :

$$\frac{\partial}{\partial z}\left[\frac{1}{\rho r}\frac{\partial \psi}{\partial z}\right] + \frac{\partial}{\partial r}\left[\frac{1}{\rho r}\frac{\partial \psi}{\partial r}\right] + \omega = 0 \qquad (4)$$

Sistemul de ecuații (3) și (4) permite modelarea matematică a mișcării într-un sistem caracterizat de viscozitatea H_{ef}.

Sistemului de ecuații (3) și (4) i se atașează condiții la limită (condiții la interfața cu mediul exterior sistemului considerat) care permit determinarea, prin integrare, a următoarelor mărimi : distribuția componentelor vitezei pe cele două direcții : radială și transversală, m/s ; distribuția liniilor de curent, kg/s ; distribuția potențialului de viteză, 1/s.

Aceste elemente caracterizează mișcarea, în sistemul considerat, prin analiza lor sau prin calculul unor indicatori (de exemplu energia de turbulență).

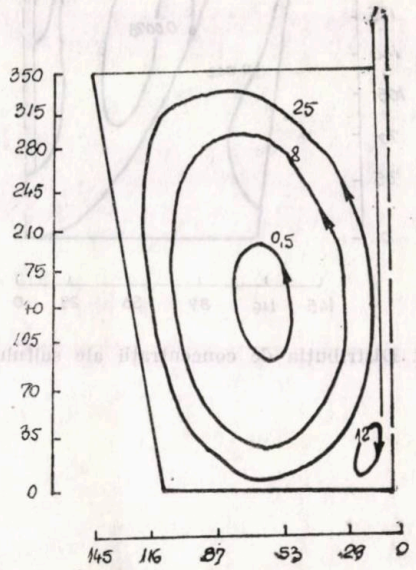


Fig. 1. Evoluția liniilor de curent în oala de turnare, kg/s

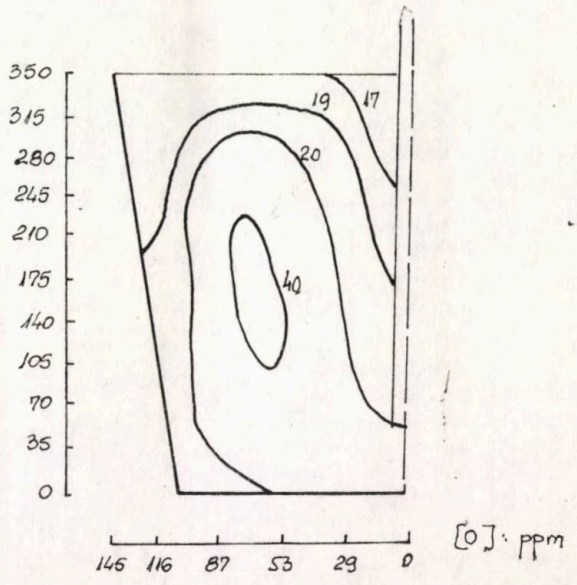


Fig. 2. Distribuția de concentrații a oxigenului, ppm

Pe de altă parte, componentele vitezei sînt folosite pentru caracterizarea mişcării difuzive în sistem (difuzia termică şi masică):

$$\frac{\partial c}{\partial t} + u\frac{\partial c}{\partial r} + v\frac{\partial c}{\partial z} =$$

$$= D_{ef}\left[\frac{\partial^2 c}{\partial z^2} + \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\frac{\partial c}{\partial r}\right)\right] + N$$

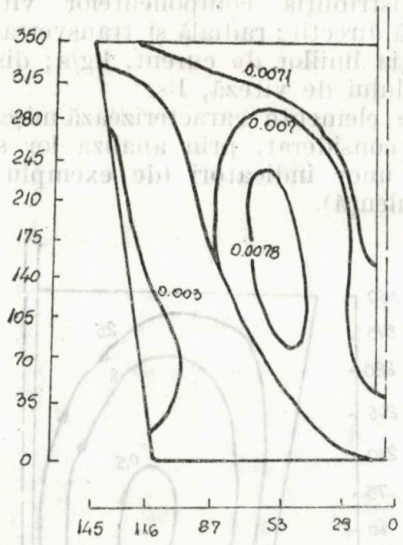


Fig. 3. Distribuţia de concentraţii ale sulfului, %

unde: t este timpul, s; C — elementul care difuzează, % sau grad; D_{ef} — difuzivitatea în regim de mişcare turbulentă, $D_{ef} = \rho/H$; N — — rata de modificare a elementului C, pe unitatea de volum.

Condiţiile la limita specifică ecuaţiei (5) permit integrarea acestei ecuaţii şi, pe această cale, determinarea distribuţiei elementului C în sistemul considerat.

Se concretizează sistemul de ecuaţii (3)—(5) pentru cazul injecţiei de materiale reactive în oala de turnare, în scopul dezoxidării şi desulfurării.

Stabilirea caracteristicilor mişcării şi a distribuţiei oxigenului şi sulfului în oală s-a efectuat pentru următoarele condiţii geometrice, iniţiale şi la limită: marca de oţel: OL 37; adîncimea de insuflare: 2 000 m de la suprafaţa oţelului; durata operaţiei de insuflare: 15 min; debitul de argon: 0,8 Nm³/min; diametrul orificiului lancei: 20 mm; viteza masică a reactantului: 13 kg/min; compoziţia reactantului: 60% Si, 30% Ca; granulaţia CaSi: 0,4 mm; oala de turnare de 125 t zidită cu refractare bazice; nivelul concentraţiei iniţiale a oxigenului: 0,07% în zgură; 0,27 % în oţel; concentraţia iniţială de Al: 0,005%.

În figurile 1—3 se prezintă comportarea hidrodinamică a oţelului şi zgurei şi distribuţia de concentraţii a oxigenului şi sulfului.

Fiz. Maria Anastasescu, fiz. Ana Maria Bondar,
ing. Maria Tohăneanu, chim. Paula Lungu
și chim. P. Roman
I.C.P.E.

Aspecte legate de caracterizarea fizică a fibrelor de carbon metalizate

CZ : 621—494

Pe linia tendințelor actuale de înlocuire a materialelor convenționale și deficitare cu materiale noi avînd performanțe îmbunătățite, în I.C.P.E. s-au inițiat cercetări privind obținerea fibrelor carbonice din materii prime ieftine, cum sînt fibrele industriale de tip poliacrilonitril (PAN). Aceste fibre au fost apoi prelucrate prin diferite procedee tehnologice, în vederea utilizării lor în industria electrotehnică. În acest scop, s-au efectuat experimentări pentru depunerea, pe fibre carbonice de tip PAN, a unor metale folosite îndeosebi în industria electrotehnică, și anume cuprul și argintul.

Lucrarea se referă la caracterizarea fizică atît a fibrelor nemetalizate, cît și a celor pe care s-a depus un strat metalic.

Materiale

Materialele experimentale au fost fibre carbonice obținute prin tratamentul termic al fibrelor PAN, industrial simbolizate: IV, VI, VII, VIII. Pe fibrele VIII s-au făcut experimentări de depunere chimică a unui strat metalic.

În tabelul 1 sînt prezentate rezultatele măsurătorilor pe eșantioanele de fibre carbonice. Parametrii verificați și instalațiile de testare sînt specifici(e) fibrelor textile ,neavînd posibilitatea caracterizării cu instalații adecvate fibrelor carbonice.

Fibrele carbonice au fost supuse procedeului de metalizare pe cale chimică. Cercetările efectuate au demonstrat că nu este posibilă o argintare directă a fibrelor carbonice, pentru aceasta fiind necesară o depunere inițială de cupru. Astfel, fibrele carbonice au fost acoperite cu un strat de cupru de aproximativ 3—4 μm, diametrul inițial al fibrelor fiind de 9—16 μm.

În continuare, fibrele cuprate au fost argintate tot pe cale chimică, înlocuindu-se o parte din stratul de cupru cu argintul prin reacția de cementare. S-a obținut un strat de argint de aproximativ 4 μm pe un substrat de cupru de aproximativ 1 μm.

Tabelul 1

Rezultatele măsurătorilor experimentale

Eșantionul de fibre	Densitatea de lungime, den	Sarcina de rupere, CN	Tenacitatea, CN/den	Modul de rupere, CN/den	Observații
IV	1,2	9,8	8,09		carbonizat la 1 200°C în atmosferă de argon
VI	1,8	8	4,39	318,4	carbonizat la 1 000°C în atmosferă de argon
VII	1,9	8,1	4,24	326,4	„
VIII	1,5	7,1	4,87	343	„

Experimentări

Materialele prezentate au fost caracterizate din punct de vedere electric și structural.

Rezistivitatea electrică a fost determinată prin măsurarea căderii de tensiune pe proba de fibre supusă unui curent electric de o anumită intensitate, de secțiune și lungime conform formulei clasice :

$$\rho = \frac{\Delta U \times S}{I + l}, \quad \Omega\text{cm}$$

unde : ρ este rezistivitatea, Ω cm ; ΔU — căderea de tensiune culeasă pe probă, V ; S — — aria secțiunii probei, cm^2 ; I — intensitatea curentului electric aplicat și l — lungimea probei, distanța dintre electrozii pe care se măsoară căderea de tensiune, cm.

Proba din fibre a fost sub formă de mănunchi — bandă nerăsucită, a cărei lungime a fost relativ simplu de măsurat, cu rigla.

Aria secțiunii probei a fost măsurată prin două procedee : planimetric (lățime × grosime) și densimetric (greutate/lungime × densitate). Valorile obținute prin cele două procedee au fost apropiate. În calcul au fost folosite valorile obținute pe cale densimetrică.

Densitatea probei a fost determinată prin metoda hidrostatică folosind alcoolul etilic ca mediu de imersie. Volumul s-a calculat din raportul dintre forța ascensorială a probei și densitatea lichidului de imersie (tab. 2).

În vederea studierii aspectului structural al fibrelor, au fost preparate epruvete din fibre carbonice înglobate în rășină epoxidică, oferind astfel posibilitatea investigării atît pe secțiune longitudinală, cît și pe secțiune trans-

Tabelul 2

Valorile mărimilor fizice măsurate

Tipul de fibre	Rezistivitatea electrică, 10^{-6} Ω.cm		Densitatea, g/cm³
	valorile obținute	valorile medii	
Nemetalizate	11,4 11,2 9,5 12,6 11,1	11,2	1,8
Cuprate	7,4 7,5 9,1 8,6 6,2	7,8	4,1
Cuprate și argintate	6,3 6,1 5,3 5,6 5,2	5,7	4,2

versală. Epruvetele au fost cercetate prin microscopie optică la măriri pînă la × 600. Rezultatele obținute sînt prezentate în figurile 1—6.

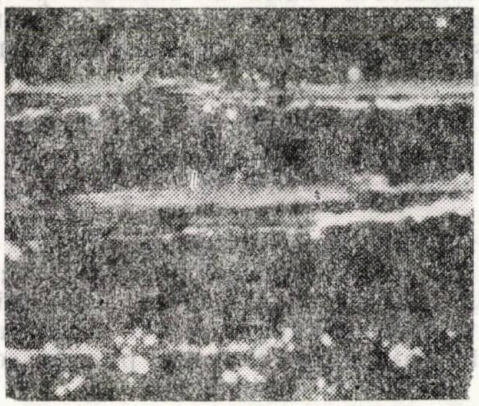


Fig. 1. Fibre cuprate și argintate; secțiune longitudinală; × 300

Fig. 2. Fibre carbonice de tip PAN; secțiune longitudinală; × 300

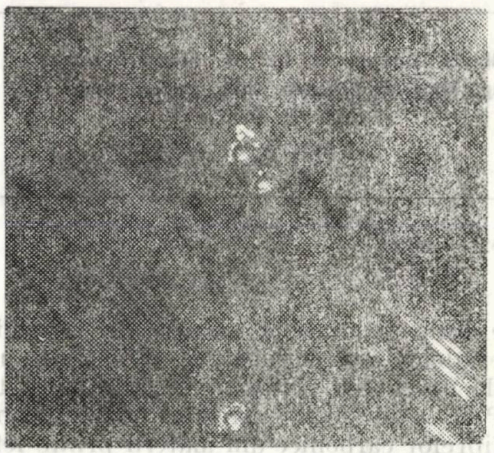


Fig. 3. Fibre carbonice de tip PAN; secțiune transversală; × 300

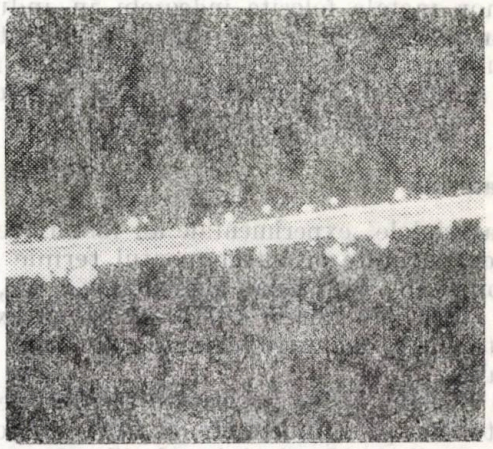


Fig. 4. Fibre carbonice cuprate; secțiune longitudinală; × 300

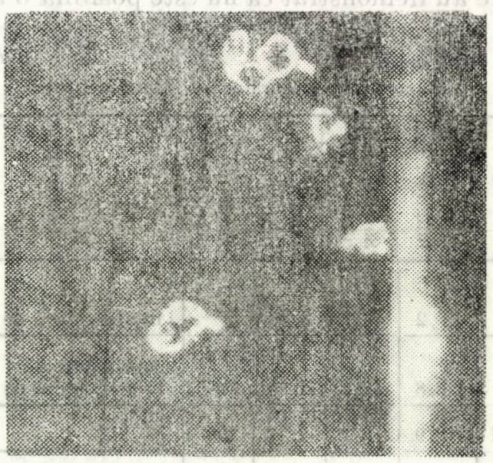


Fig. 5. Fibre carbonice cuprate; secțiune transversală; × 300

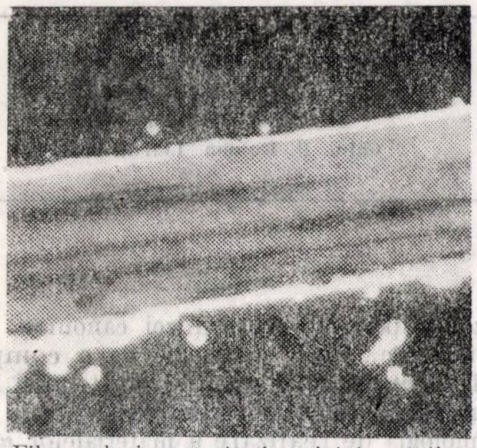


Fig. 6. Fibre carbonice cuprate și argintate; secțiune longitudinală; × 600

Rezultate și discuții

Valorile măsurate indică (tab. 2), după cum era de așteptat, că metalizarea fibrelor de carbon determină o îmbunătățire substanțială a caracteristicilor electrice. În plus, depunerea unui strat de argint influențează, în continuare, în mod pozitiv, aceste caracteristici, obținîndu-se valori mai mici ale rezistivității electrice față de fibrele numai cuprate.

Se observă că valorile măsurate pe fibrele metalizate sînt împrăștiate pe o plajă destul de mare, aceasta fiind determinată de modul în care s-a realizat metalizarea. În general, metalizarea se realizează pe fibre de carbon individuale, dar există și posibilitatea unei metalizări defectuoase, atunci cînd două sau mai multe fibre sînt cuprinse în aceeași manta metalică, influențînd, în mod negativ, caracteristicile electrice (fig. 1), Epruvetele pe care s-au efectuat măsurătorile pot cuprinde fibre din ambele situații prezentate.

Studierea la microscop a fibrelor carbonice nemetalizate evidențiază, în general, fibre continue. Se pot remarca însă goluri cu limite ascuțite, această formă de goluri fiind caracteristică fibrelor carbonice de tip PAN. Aceste fibre apar cu o structură de rețea fibrilară, în care unitățile fibrilare sînt orientate, în timpul tratamentului, paralel cu axa fibrei, incluzînd un sistem de pori elongați (fig. 2).

Fibrele carbonice obținute prezintă o suprafață exterioară netedă și o secțiune transversală de formă circulară, determinate de transformarea corespunzătoare a fibrelor precursoare în fibre carbonice (fig. 2,3). Fibrele precursoare au o secțiune care se abate de la forma circulară.

Observarea la microscop a fibrelor cuprate evidențiază un strat de cupru depus continuu și de grosime uniformă (fig. 4,5).

După cum s-a arătat, argintarea se realizează prin înlocuirea unei părți din stratul de cupru, motiv pentru care a fost necesară observarea la microscop la mărire mai mare (× 600). Se observă, în general, o continuitate a stratului de argint, dar apar zone unde argintul este distribuit granular pe suprafața fibrei, influențînd negativ caracteristicile electrice ale materialului (fig. 1, 6).

Concluzii

Se are în vedere, pentru viitor, îmbunătățirea și a altor caracteristici fizice decît cele electrice, prin acoperirea fibrelor carbonice și cu alte metale, ca de exemplu: Ni, Sn. De asemenea, se are în vedere diversificarea metodelor de caracterizare, și anume caracterizarea microstructurală a fibrelor prin microscopie electronică, difracție de raze X, precum și caracterizarea din punct de vedere al proprietăților mecanice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Roman, P., Tohăneanu, M. *Experimentări privind obținerea fibrelor carbonice pornind de la poliacrilonitril tehnic.* Sesiunea de comunicări științifice: Electrotehnica — probleme actuale ale progresului tehnic, București, 19—20 sept. 1985.

[2] Watt, W. and Johnson, W. *Carbon Fibres from 3 Denier Polyacrylonitrile Textile Fibres.* Third conference on Industrial Carbons and Graphite, Londra, 1971.

[3] Howlett, B. W., Minty, D. C., Old, C. F. *Fabricarea și proprietățile compozitelor din fibre carbonice/metal.* În: Carbon Fibres. Compozitele lor și aplicații. Lucrările Conferinței internaționale, Londra, feb. 1971.

[4] Warner, Ș. B. Peebles, L. H., Uhlmann, D. R. *Carbon Fibres. Their Place in Modern Technology* În: Proceedings of the second Conference on Carbon Fibres, Anglia, The Plastics Inst., 1974.

[5] Harthome, H. M. *Structure and Properties of Strain Graphitized Glassy Carbon Fibres.* Proceedings of the International Conference on Carbon Fibres Organized by Plastics Institute, Londra, 3—4 febr., 1971.

[6] Meckre, D. W. *Surface Properties of Carbon Fibre.* În: Chemisty and Physics of Carbon, Anglia, vol. 8, 1971.

Optimizarea tehnologiilor de obţinere a produselor carbonice destinate industriei electrotehnice şi chimice

Ing. S. Popescu I.C.P.E. Bucureşti
dr. ing. E. Florian
Institutul Politehnic Bucureşti
Chim. P. Roman I.C.P.E. Bucureşti

CZ : 621.785 : 621.3

Dezvoltarea continuă a tuturor ramurilor industriei electrotehnice şi chimice impune introducerea unor instrumente de analiză de mare eficienţă, care să permită, într-o perioadă minimă, drumul de la cercetare la producţia industrială. Modelarea proceselor constituie, în acest sens, un instrument de bază util atît în faza de concepţie, cît şi în cea de analiză a funcţionării. Combinată cu utilizarea calculatoarelor electronice, modelarea proceselor permite determinarea regimurilor optime ale acestora.

Stabilirea reţetei de fabricare a unui produs carbonic necesită precizarea naturii materiilor prime şi a cantităţii de liant, care să confere produsului caracteristicile fizico-mecanice specifice.

Aceste caracteristici finale (densitate aparentă, duritate Rockwell, rezistivitate şi rezistenţă mecanică la încovoiere) depind, într-o măsură foarte mare, de caracteristicile intrinseci ale constituienţilor reţetei.

Îmbunătăţirea sau conceperea unor reţete noi de produse carbonice poate fi realizată prin aplicarea strategiei experimentale ale cărei etape pot fi rezolvate operativ prin folosirea tehnicii moderne de calcul. Aceasta deoarece, prin utilizarea metodelor analizei de corelaţie, analizei dispersionale, analizei canonice, optimizărilor etc., apar probleme de o complexitate deosebită şi care pot fi rezolvate prin intermediul programării matematice.

Tehnologia de realizare a materialelor carbonice cuprinde următoarele operaţii specifice : amestecare la cald, vălţuire, vibrare, măcinare, sortare granulometrică, presare în matriţă, tratamente termice de cocsificare şi de grafitizare (fig. 1).

Caracterul optimizării tehnologiilor de obţinere a produselor carbonice este influenţat, în mare măsură, de particularităţile complexe ale acestora, care se desfăşoară în cadrul unui număr mare de variabile (parametri) care acţionează independent sau se intercondiţionează în timp. Din acest motiv, pentru analiza proceselor se utilizează, în principal, metodele statistice fundamentale care permit ca din valorile observate să se tragă unele concluzii asupra repartiţiei frecvenţelor diferiţilor parametri, interacţiunii lor, verificării valabilităţii anumitor premise, studierii dependenţelor dintre diferiţii parametri. Metodele statistice de analiză a proceselor nu rezolvă însă o serie întreagă de aspecte referitoare la modul de stabilire a deciziilor pentru conducerea proceselor. Din această cauză, în paralel cu metodele statis-

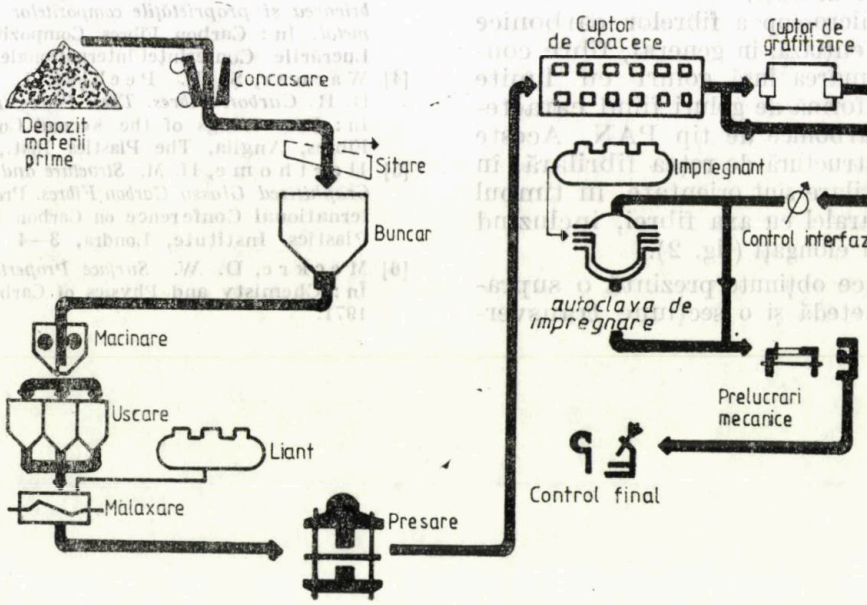


Fig. 1

tice s-au dezvoltat metodele de optimizare. Optimizarea oricărui proces tehnologic are la bază un model matematic.

Modelul matematic este elementul principal în conducerea cu calculator a proceselor tehnologice și, de aceea, exactitatea și obiectivitatea sa condiționează conducerea corectă și cu eficacitate tehnico-economică corespunzătoare.

Tabelul 1

Rezultatele experimentale

Factorul		Parametrii optimizării			
Smoală de huilă, kg		densitatea, g/cm³	duritatea, kg/mm²	rezistivitatea	rezistența mecanică, MN/m²
34	1	1.630	23.90	43.50	21.80
	2	1.590	24.60	42.50	22.40
	3	1.580	18.60	42.60	21.10
	4	1.600	19.90	44.50	22.50
	5	1.610	21.10	45.20	21.60
36	1	1.610	32.40	42.50	24.40
	2	1.650	28.30	42.90	23.20
	3	1.640	27.90	42.30	23.80
	4	1.620	27.40	43.35	22.80
	5	1.645	30.80	43.10	23.00
38	1	1.640	35.60	41.70	24.70
	2	1.660	34.30	42.20	23.80
	3	1.630	36.10	42.10	25.10
	4	1.680	34.60	41.10	24.20
	5	1.645	32.20	41.50	24.50
40	1	1.670	43.30	40.96	25.60
	2	1.700	42.00	41.30	27.90
	3	1.710	44.70	41.25	26.30
	4	1.650	45.10	40.80	25.50
	5	1.670	41.30	41.20	27.20
42	1	1.720	53.50	41.20	28.80
	2	1.680	54.60	40.10	27.90
	3	1.690	51.80	40.60	27.30
	4	1.730	49.60	39.95	26.95
	5	1.705	50.10	40.00	27.50
44	1	1.710	56.00	39.60	28.50
	2	1.720	55.50	38.90	29.55
	3	1.750	57.50	40.10	28.80
	4	1.703	55.00	39.40	29.70
	5	1.696	58.20	39.10	29.20
46	1	1.690	54.45	39.80	27.80
	2	1.665	56.30	39.50	29.10
	3	1.700	55.40	39.40	28.30
	4	1.675	54.40	39.60	28.50
	5	1.680	51.20	39.90	27.90
48	1	1.680	50.10	39.60	27.50
	2	1.665	54.50	40.00	28.30
	3	1.700	52.20	39.80	27.80
	4	1.645	51.40	39.90	27.30
	5	1.640	55.80	40.20	27.10
50	1	1.680	47.60	39.60	27.15
	2	1.630	52.90	40.34	26.80
	3	1.650	52.00	40.05	27.50
	4	1.650	49.10	39.90	26.60
	5	1.635	47.90	40.25	27.00

În realizarea modelului matematic prin metode statistice se parcurg două etape importante. În prima etapă, cunoscută sub denumirea de *experiment preliminar* se rezolvă o serie de probleme legate în principal de selectarea factorilor-parametrilor procesului, precum și a interacțiunilor care pot interveni, iar în a doua etapă, cunoscută sub denumirea de experiment de bază, se trece la elaborarea propriu-zisă a modelului și la analiza statistică a acestuia.

Pentru a se aprecia modul în care variază factorii procesului, în cadrul experimentului preliminar se efectuează o serie de determinări pe baza unui program — analiza dispersională, analiza de corelație etc., care permite selectarea factorilor cu o influență semnificativă și evidențiază legăturile dintre factori, precum și aportul lor în desfășurarea procesului.

Cercetările s-au organizat astfel încît factorul analizat (cantitatea de liant) să fie modificat la m niveluri (valori pe care le ia în timpul experimentării) la fiecare nivel efectuîndu-se n determinări paralele. Datele experimentale cu privire la procesul analizat sînt prezentate în tabelul 1.

Analiza dispersională separă și testează efectele produse de variația factorilor aleatori, de efectele cauzate de factorul sistematic (parametrul tehnologic), aceasta făcîndu-se prin separarea dispersiei totale în dispersiile componente și estimarea lor. Pentru efectuarea analizei dispersionale, trebuie verificată omogenitatea dispersiilor reziduale (date de variația factorilor perturbatori care acționează asupra procesului). Verificarea se face cu testul Cochran, care elimină dispersiile care diferă semnificativ de celelalte dispersii.

Analiza de corelație estimează legăturile dintre diferiți factori și variabilele de stare, iar pe baza criteriilor statistice sînt selectați factorii și interacțiunile care au influențe semnificative; aceștia vor fi luați în considerare în cadrul experimentului de bază și vor intra ca variabile în modelul matematic al procesului. Corelația a două mărimi se estimează cu ajutorul coeficientului de corelație :

$$r_{yx} = \frac{\sum_{i=1}^{n} (x_i - \tilde{x})(y_i - \tilde{y})}{\sqrt{\sum_{i=1}^{n} (x_i - \tilde{x})^2 \sum_{i=1}^{n} (y_i - \tilde{y})^2}} =$$

$$= \frac{n \sum_{i=1}^{n} x_i y_i - \sum_{i=1}^{n} x_i \sum_{i=1}^{n} y_i}{\sqrt{\left[n \sum_{1}^{n} x_i^2 - (\sum x_i)^2\right]\left[n \sum y_i^2 - (\sum y_i)^2\right]}}$$

Pătratul coeficientului de corelație (r_{jx}^2) poartă denumirea de coeficient de determinare și arată acea parte din variația parametrului y, care poate fi atribuită factorului x.

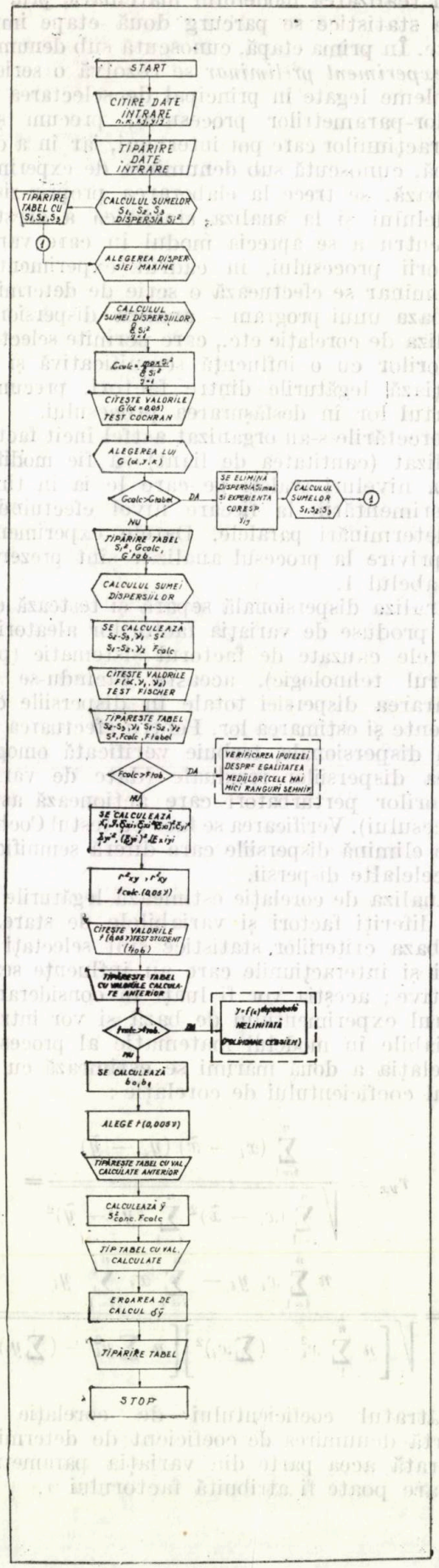
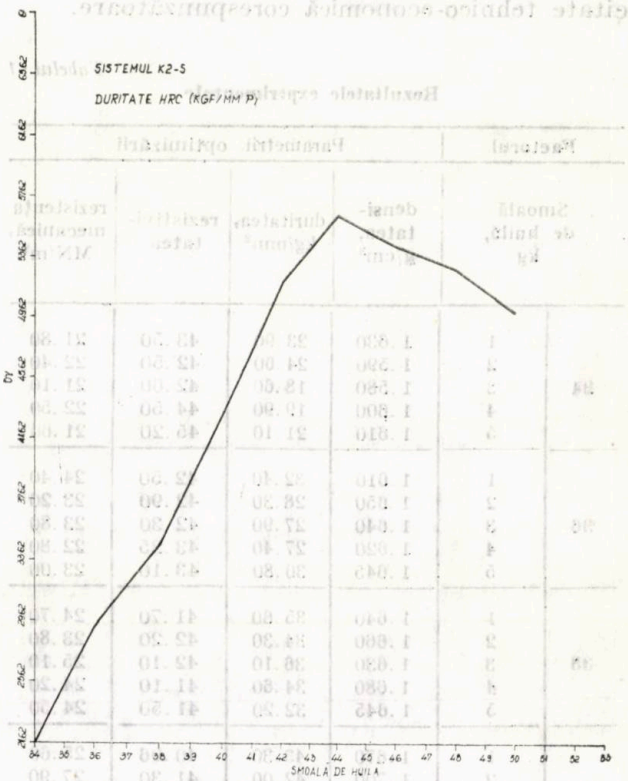


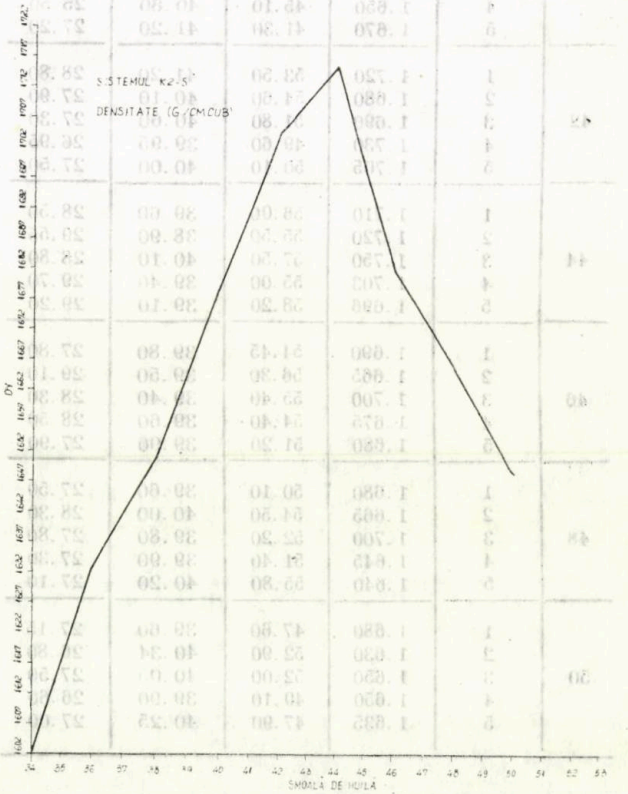
Fig. 2

Pentru verificarea coeficientului de corelație simplă (un singur factor determină variația parametrului de optimizat) se folosește criteriul Student(t) :

$$t^c = \frac{|r_{xu}|\sqrt{\nu}}{\sqrt{1 - r_{yx}^2}}$$

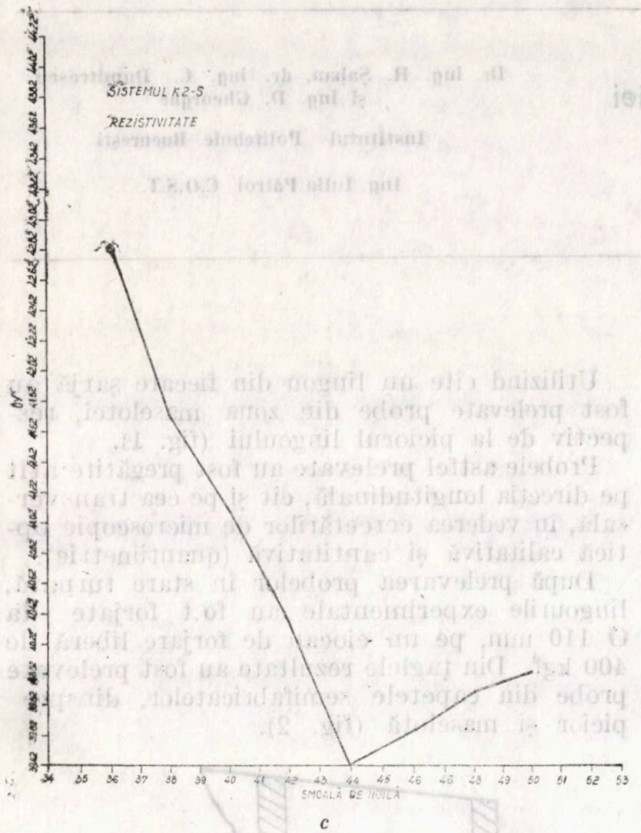


a

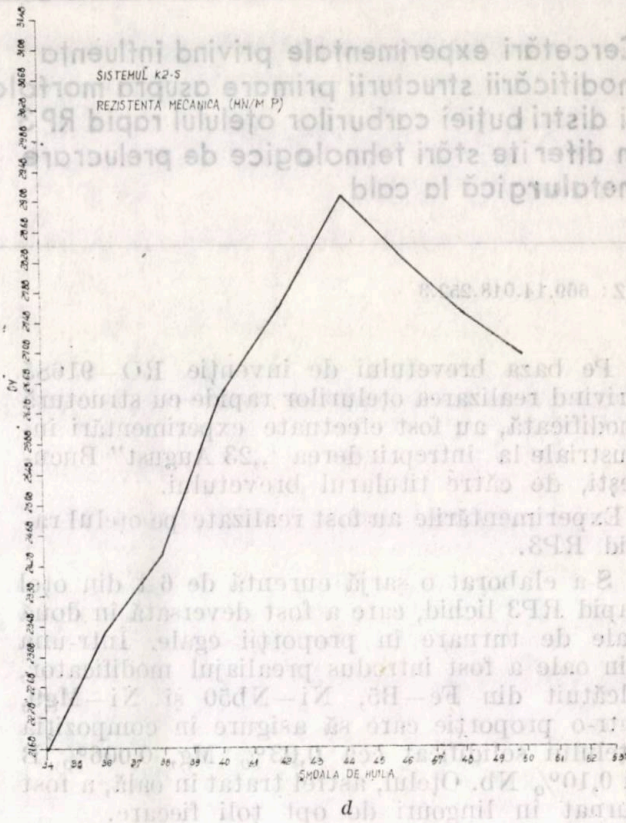


b

Fig. 3



c



d

Fig. 3

Analiza de regresie realizează concordanţa dintre modelul matematic şi datele experimentale şi presupune o relaţie între parametrul optimizării şi factorul de influenţă de forma :

$$y = \beta_0 + \beta_{1x}$$

Deoarece datele experimentale sînt influenţate de diverşi factori perturbatori, se va determina un model de forma :

$$\bar{y} = b_0 + b_x$$

Pentru determinarea coeficienţilor b_0 şi b_1 se foloseşte metoda celor mai mici pătrate :

$$Q = \sum_{i=1}^{n} (y_i - \tilde{y})^2 = \sum_{i=1}^{n} (y_i - b_0 - b_{1x})^2$$

Urmează verificarea statistică a modelului. Ecuaţiile de regresie au fost obţinute în ipoteza că forma relaţiilor :

$$Y = \beta_0 + \beta_{1x}$$

era cunoscută din analiza fizică a procesului. Această ipoteză trebuie verificată prin supunerea ecuaţiei obţinute, prin analiza de regresie, unei analize statistice pentru a se stabili dacă concordă sau nu cu datele experimentale.

Urmează verificarea semnificaţiei coeficienţilor modelului care se realizează cu testul Student(t).

Ultimul pas în realizarea modelului matematic este verificarea concordanţei modelului. Verificarea se realizează cu ajutorul criteriului Fischer(F).

Metodologia de calcul şi de lucru prezentată este transpunerea schemei logice a programului de generare a punctelor experimentale. Schema logică este prezentată în figura 2.

Pe baza datelor din program s-au trasat diagramele diferitelor caracteristici fizico-mecanice, în funcţie de concentraţia de liant folosit.

În această lucrare, s-au pus în evidenţă unele posibilităţi de aplicare a tehnicii de calcul la rezolvarea problemelor strategiei experimentale efectuată în scopul studierii şi elaborării unor reţete de produse carbonice cu performanţe îmbunătăţite sau al corelării unor reţete existente, în funcţie de caracteristicile fizico-mecanice.

Cercetări experimentale privind influența modificării structurii primare asupra morfologiei și distribuției carburilor oțelului rapid RP3 în diferite stări tehnologice de prelucrare metalurgică la cald

Dr. ing. R. Șaban, dr. ing. C. Dumitrescu și ing. D. Gheorghe

Institutul Politehnic București

Ing. Iulia Pătroi C.O.S.T.

CZ: 669.14.018.252.3

Pe baza brevetului de invenție RO—91685 privind realizarea oțelurilor rapide cu structură modificată, au fost efectuate experimentări industriale la întreprinderea „23 August" București, de către titularul brevetului.

Experimentările au fost realizate pe oțelul rapid RP3.

S-a elaborat o șarjă curentă de 6 t din oțel rapid RP3 lichid, care a fost deversată în două oale de turnare în proporții egale. Într-una din oale a fost introdus prealiajul modificator, alcătuit din Fe—B5, Ni—Nb50 și Ni—Mg9, într-o proporție care să asigure în compoziția oțelului solidificat cca 0,03% Mg, 0,006% B și 0,10% Nb. Oțelul, astfel tratat în oală, a fost turnat în lingouri de opt țoli fiecare.

Compozițiile chimice ale șarjelor experimentale sînt prezentate în tabelul 1.

Într-o primă fază, cercetările efectuate au avut ca obiectiv determinarea morfologiei și distribuției carburilor în stare turnată comparativ, între lingourile cu structură normale și cele cu structură modificată.

Utilizînd cîte un lingou din fiecare șarjă au fost prelevate probe din zona maselotei, respectiv de la piciorul lingoului (fig. 1).

Probele astfel prelevate au fost pregătite atît pe direcția longitudinală, cît și pe cea transversală, în vederea cercetărilor de microscopie optică calitativă și cantitativă (quantimetrie).

După prelevarea probelor în stare turnată, lingourile experimentale au fost forjate la Ø 110 mm, pe un ciocan de forjare liberă de 400 kgf. Din țaglele rezultate au fost prelevate probe din capetele semifabricatelor, dinspre picior și maselotă (fig. 2).

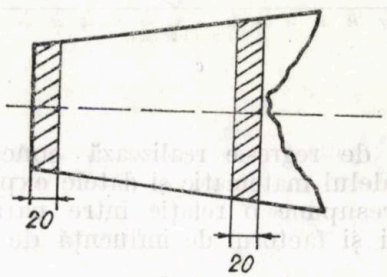


Fig. 1. Zonele de prelevare a probelor din lingouri

Tabelul 1

Compoziția chimică a șarjelor experimentale, %

Marca oțelului	C	Mn	Si	S	P	Cr	W	V	Mo	Ni	Mg	B	Nb
RP3	0,77	0,37	0,40	0,015	0,027	3,82	15,30	1,30	1,57	0,14	—	—	—
RP3 modificat	0,77	0,37	0,40	0,015	0,027	3,82	15,30	1,30	1,57	0,14	0,033	0,006	0,125

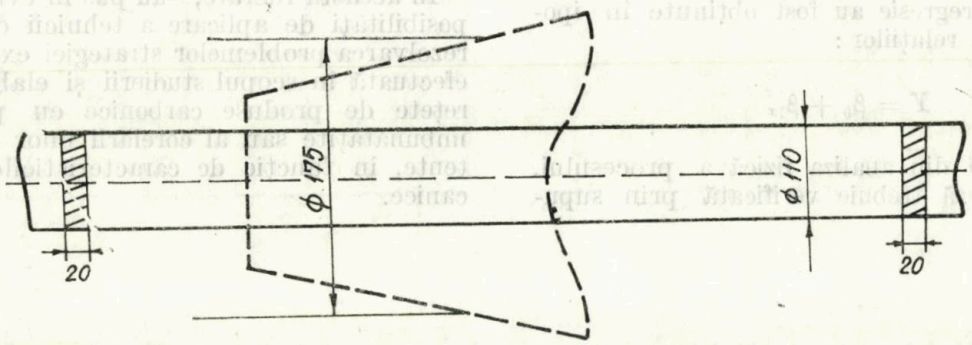


Fig. 2. Schema de obținere a semifabricatului forjat pornind de la lingou

Probele în stare forjată au fost, de asemenea, pregătite pe direcție transversală și longitudinală, în vederea cercetărilor de microscopie optică și quantimetrie.

Din semifabricatele forjate au fost realizate freze canal și freze disc care au fost tratate termic, în condiții identice la o duritate de *HRC* 63—65. Sculele au fost apoi testate în exploatare la diverse regimuri de lucru, în vederea evidențierii influenței modificării structurii de turnare asupra durabilității și siguranței acestora în serviciu.

Cercetările de microscopie optică au fost efectuate pe un microscop tip Neophot, pe probe prelevate din lingou și din semifabricate forjate cu coroiaj $c = 2{,}6^0$ atît pe direcție longitudinală, cît și pe direcție transversală.

Probele au fost supuse lustruirii mecanice și atacului cu nital 2%.

În figura 3, *a* și *c* se prezintă micrografiile optice ale oțelului RP3 în stare turnată (zona maselotei pe direcție longitudinală). Se evidențiază o structură cu aspect celular datorată unei rețele continue, grosolane, alcătuită din carburi primare și formațiuni de eutectic (ledeburită aliată), plasate în masa metalică de bază troostito-martensitică. Comparativ, în figurile 3, *b* și *d*, se prezintă micrografiile optice ale oțelului RP3 modificat, în stare turnată (zona maselotei). Modificările structurale datorate prealiajului modificator se evidențiază prin : dispersia deosebită a eutecticului ; finisarea rețelei de carburi primare și ledeburită ; puternica discontinuitate a acesteia ; micșorarea dimensiunilor ochiului ledeburitic. Structura este alcătuită, în acest caz, din carburi primare și formațiuni de eutectic degenerat, dispuse în masa metalică de bază formată din troostită, martensită și carburi secundare globulare. Tendințele de finisare a structurii primare prin dispersia eutecticului și diminuarea parțială a *dimensiunilor*

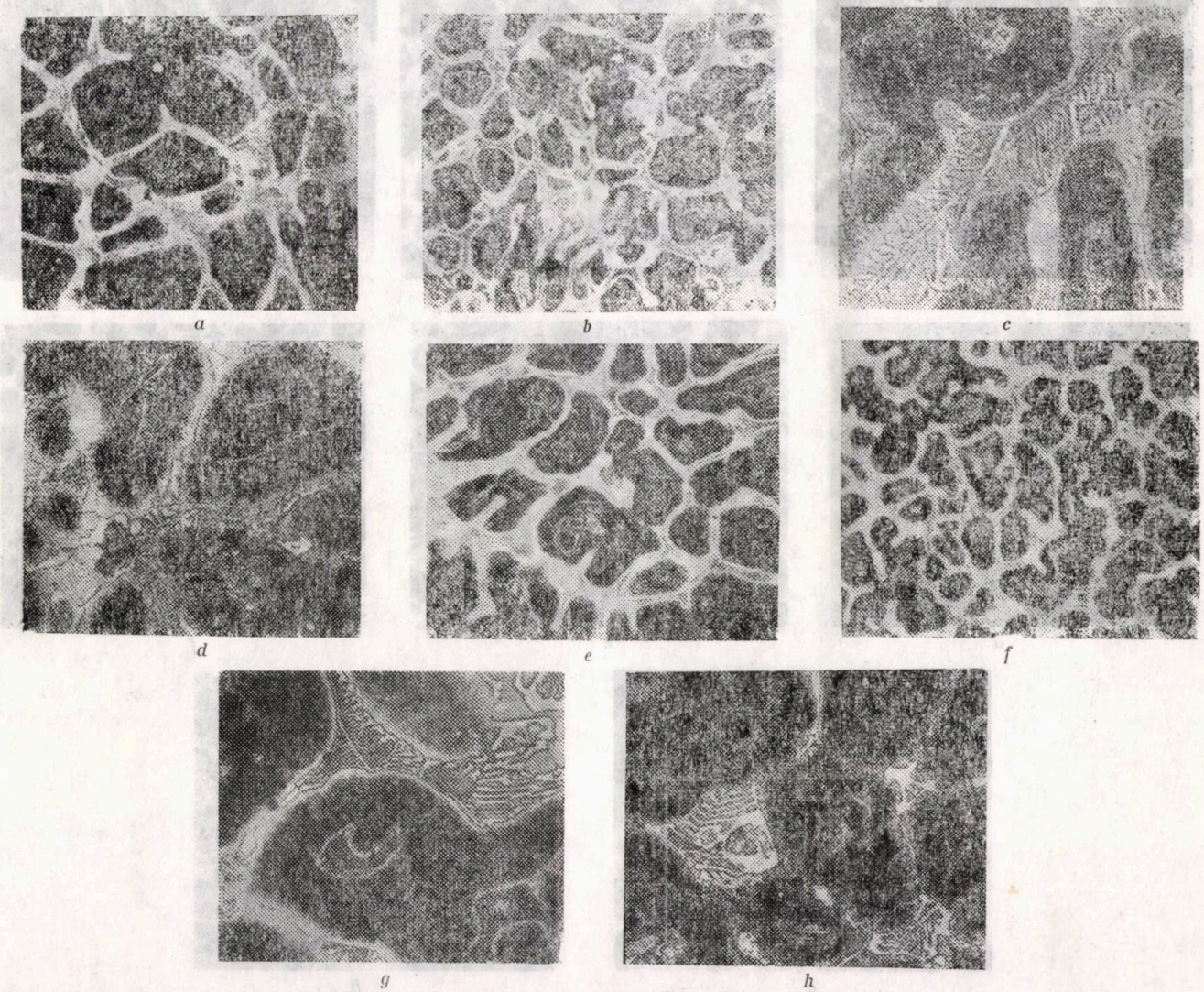


Fig. 3. Micrografiile oțelului RP3 și RP3 modificat, în stare turnată (longitudinal) : *a* — RP3 ; turnat ; maselotă ; 100 : 1 ; *b* — RP3 ; modificat ; turnat ; maselotă ; 100 : 1 ; *c* — RP3 ; turnat ; maselotă ; 500 : 1 ; *d* — RP3 ; modificat ; turnat ; maselotă ; 500 : 1 ; *e* — RP3 ; turnat ; picior ; 100 : 1 ; *f* — RP3 ; modificat ; turnat ; picior ; 100 : 1 ; *g* — RP3 ; turnat ; picior ; 500 : 1 ; *h* — RP3 ; modificat ; turnat ; picior ; 500 : 1

ochiului ledeburitic sînt mult accentuate în zona dinspre piciorul lingoului (fig. 3, *e—h*).

Studiul microscopic pe direcţia transversală a probelor în stare turnată (fig. 4) evidenţiază aceleaşi aspecte structurale, confirmînd efectele modificării cu aceeaşi tendinţă mai pronunţată în zona dinspre piciorul lingoului (fig. 4, *e—h*).

În figura 5, *a* şi *c* se prezintă micrografiile optice, pe direcţie longitudinală, ale oţelului RP3 după forjare cu coroiaj $c = 2{,}60$. Structura este alcătuită din carburi primare plasate în masa metalică de bază, alcătuită din perlită sorbitică. Este de menţionat, tendinţa de dispunere în şiruri continue, grosolane, în direcţia de forjare a carburilor primare şi eutectice. De asemenea, morfologia carburilor primare şi tutectice evidenţiază o puternică neomogenieate de formă şi dimensiuni a acestora, carburile globulare fine alternînd cu carburi grosolane alungite sau poliedrice. O astfel de structură este caracterizată, deci, de o puternică anizotropie, apreciindu-se că forjarea cu coroiaje de acest ordin nu asigură, în cazul oţelului RP3, caracteristicile de exploatare impuse sculelor.

În figura 5, *b* şi *d* se prezintă micrografiile optice, pe direcţie longitudinală, ale oţelului RP3 modificat după forjare cu coroiaj $c = 2{,}60$. Se evidenţiază o structură relativ omogenă cu un grad avansat de fărîmiţare şi dispersie a carburilor primare şi eutectice, uniform distribuite în masa metalică de bază troostito-martensitică. Este de remarcat faptul că în structură nu se evidenţiază formaţiuni de eutectic. Carburile primare şi eutectice prezintă, preponderent, forme globulare sau alungite uniform ca dimensiuni.

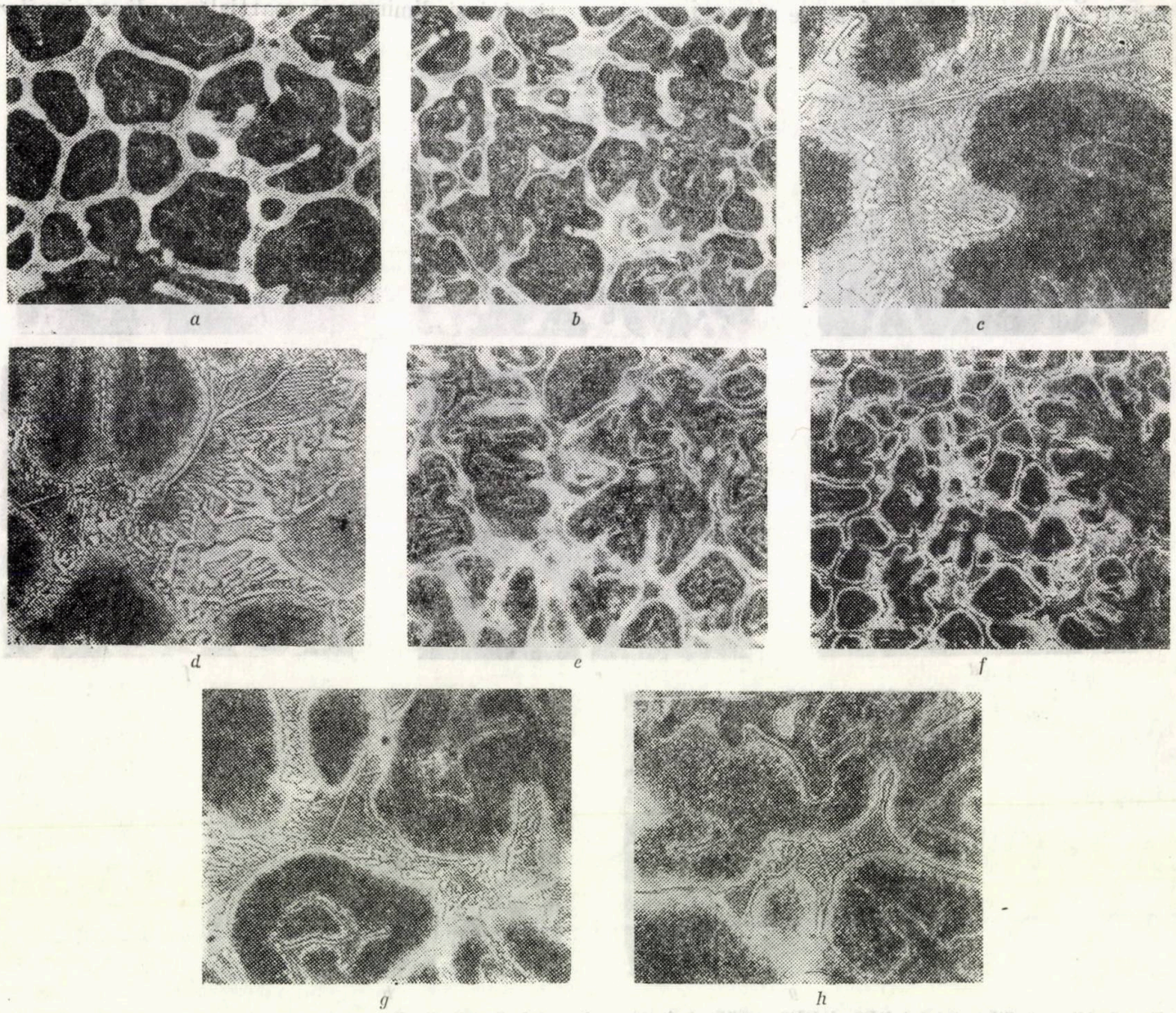


Fig. 4. Micrografiile oţelurilor RP3 şi RP3 modificat în stare turnată (transversală) : *a* — RP3 ; turnat ; maselotă ; 100 : 1 ; *b* — RP3 modificat ; turnat ; maselotă ; 100 : 1 ; *c* — RP3 ; turnat ; maselotă ; 500 : 1 ; *d* — RP3 modificat ; turnat ; maselotă ; 500 : 1 ; *e* — RP3 ; turnat ; picior ; 100 : 1 ; *f* — RP3 modificat ; turnat ; picior ; 100 : 1 ; *g* — RP3 ; turnat ; picior ; 500 : 1 ; *h* — RPS modificat ; turnat ; picior ; 500 : 1 ;

Cercetările de microscopie optică pe direcție transversală evidențiază carburi primare și eutectice cu un grad de dispersie relativ avansat, precum și urme de eutectic degenerat. O astfel de morfologie și distribuție a carburilor în masa metalică de bază prefigurează o bună comportare a sculelor la solicitările în serviciu, încă de la valori ale coroiajului foarte reduse.

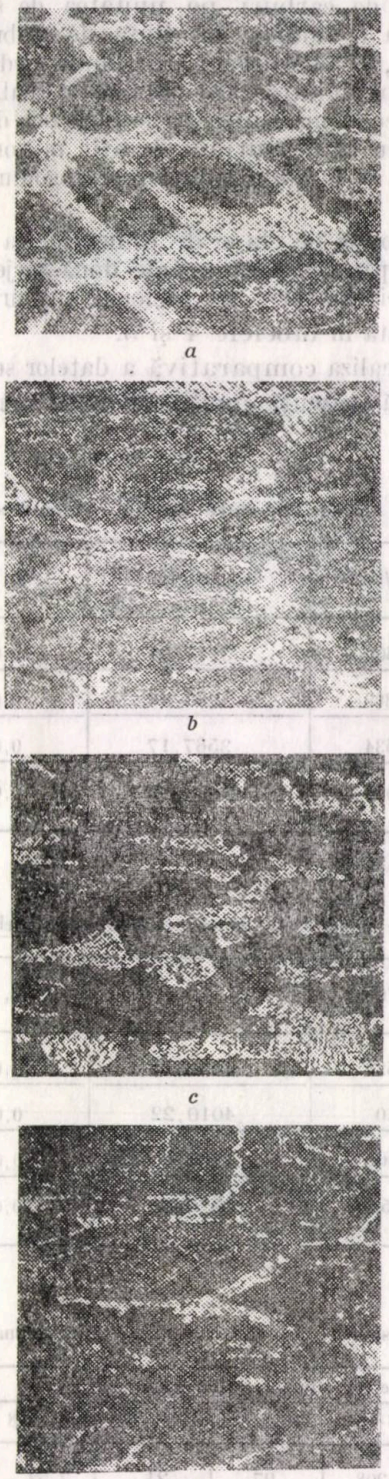


Fig. 5. Micrografiile oțelurilor RP3 și RP3 modificate, forjate cu coroiaj : $c = 2{,}60$ (longitudinal) : *a* — RP3 : forjat : $c = 2{,}60$; maselotă ; 100 : 1 ; *b* — RP3 modificat ; forjat $c = 2{,}60$; maselotă ; 100 : 1 ; *c* — RP3 ; forjat : $c = 2{,}60$; picior ; 100 : 1 ; *d* — RP3 modificat ; forjat : $c = 2{,}60$; picior ; 100 : 1

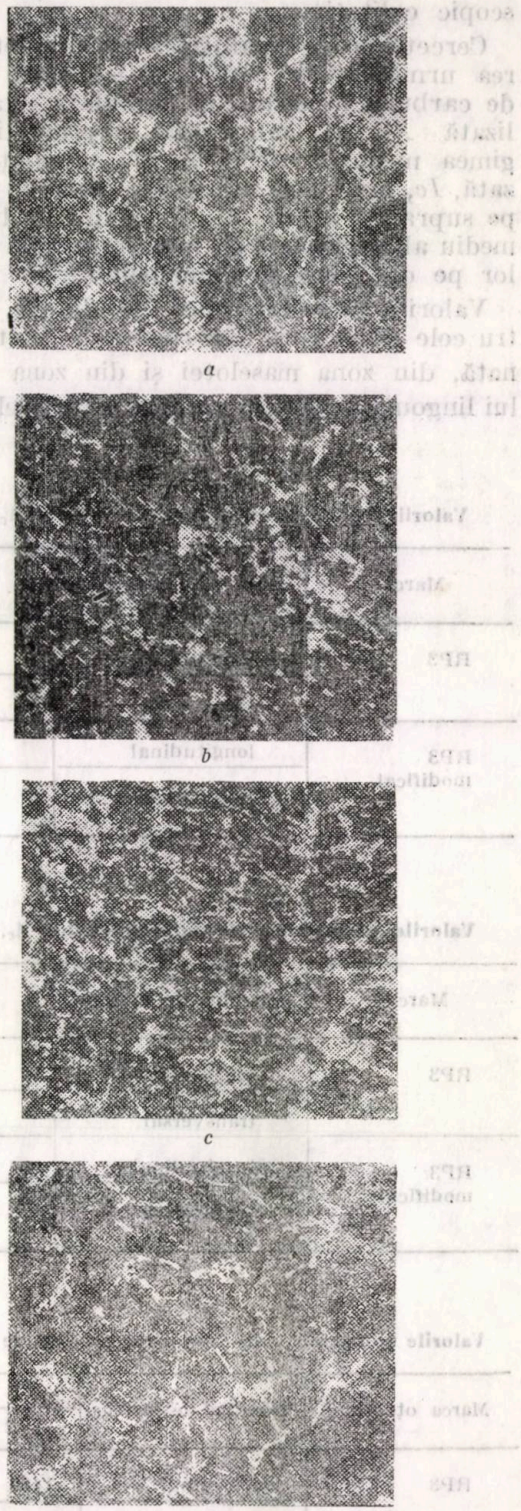


Fig. 6. Micrografiile oțelurilor RP3 și RP3 modificate, forjate, cu coroiaj $c = 2{,}60$ (transversal) : *a* — RP3 ; forjat $c = 2{,}60$; maselotă ; 100 : 1 ; *b* — RP3 modificat ; forjat $c = 2{,}60$; maselotă ; 100 : 1 ; *c* — RP3 ; forjat $c = 2{,}60$; picior ; 100 : 1 ; *d* — RP3 modificat ; forjat $c = 2{,}60$, picior ; 100 : 1

Cercetări de microscopie optică cantitativă (quantimetrie). Analiza cantitativă a morfologiei și distribuției carburilor a fost efectuată pe aceleași probe utilizate pentru studiul microscopic calitativ.

Cercetările pe quantimet permit determinarea următoarelor caracteristici: aria ocupată de carburi, raportată la suprafața totală analizată Ac, %; intercepția, reprezentînd lungimea medie a carburilor pe suprafața analizată, Ic, mm/mm^2; numărul carburilor prezente pe suprafața analizată $3Nc$, mmp^{-1}; diametrul mediu al carburilor dc, mm; repartiția carburilor pe opt clase de dimensiuni.

Valorile caracteristicilor Ac, Ic, Nc, dc pentru cele două șarje experimentale în stare turnată, din zona maselotei și din zona piciorului lingourilor, sînt prezentate în tabelele 2 și 3.

Analiza cantitativă a caracteristicilor Ac, Ic, Nc etc., pentru cele două șarje studiate, relevă efectele modificatorului în sensul fărîmițării și dispersiei eutecticului. Astfel, se reduce aria ocupată de carburi pe unitatea de suprafață Ac, ceea ce indică tendința de globulizare a acestora, se micșorează lungimea medie a carburilor pe unitatea de suprafață analizată Ic, ceea ce confirmă finisarea și dispersia diametrului mediu al carburilor dc atît în zona maselotei, cît și în zona piciorului lingoului, cu cca 8—10%.

Distribuția pe clase de dimensiuni a carburilor, comparativ pentru cele două șarje în zona maselotei respectiv în piciorul lingourilor, este prezentată în tabelele 4 și 5.

Din analiza comparativă a datelor se observă faptul că prezența modificatorului se manifestă

Tabelul 2

Valorile comparative ale caracteristicilor Ac, Ic, Nc, dc pentru șarjele studiate, în stare turnată — zona maselotei

Marca	Direcția de studiu	Ac, %	Ic, mm/mm^2	Nc, mmp^{-1}	dc, mm
RP3	longitudinal	10,7788	21,1800	3117,69	0,0076
	transversal	11,9938	23,5309	2966,48	0,0079
RP3 modificat	longitudinal	8,2325	17,3534	3587,17	0,0071
	transversal	9,0064	18,3019	3113,19	0,0071

Tabelul 3

Valorile comparative ale caracteristicilor Ac, Ic, Nc, dc, pentru șarjele studiate, în stare turnată — zona piciorului

Marca	Direcția de studiu	Ac, %	Ic, mm/mm^2	Nc, mmp^{-1}	dc, mm
RP3	longitudinal	10,1987	20,9535	4250,68	0,067
	transversal	10,1480	21,110	4010,22	0,071
RP3 modificat	longitudinal	8,5338	20,5467	4465,5	0,060
	transversal	8,1086	20,8252	4320,64	0,059

Tabelul 4

Valorile comparative ale carburilor pe clase de dimensiuni pentru șarjele studiate în stare turnată, în zona maselotei

Marca oțelului	Direcția de studiu	Clasele de dimensiuni, μm							
		0—2	2—4	4—8	8—16	16—32	32—64	64—128	128
RP3	longitudinal	1489	814	491	208	97	21	2,52	0,17
	transversal	1332	843	461	182	111	34,7	2,52	0,16
RP3 modificat	longitudinal	1538	1010	619	289	118	13	0,17	—
	transversal	1336	955	537	167	91	27	0,19	—

Tabelul 5

Valorile comparative ale carburilor pe clase de dimensiuni pentru şarjele studiate în stare turnată, în zona picioruluí

Marca oţelului	Direcţia de studiu	Clasele de dimensiuni, μm							
		0—2	2—4	4—8	8—16	16—32	32—64	64—128	128
RP3	longitudinal	1672	1140	736	512	143	46,5	1,18	—
	transversal	1588	1126	696	473	98	28,2	1,02	—
RP3 modificat	longitudinal	1746	1446	696	481	77	20,4	0,10	—
	transversal	1701	1323	704	492	82	18,5	0,14	—

Tabelul 6

Valorile comparative ale caracteristicilor A_c, I_c, N_c, d_c, pentru şarjele studiate, în stare forjată ($c = 2{,}60$) în zona maselotei

Marca oţelului	Direcţia de studiu	A_c, %	I_c, mm/mm^2	N_c, mmp^{-1}	d_c, mm
RP3	longitudinal	11,352	44,128	15029	0,0043
	transversal	9,630	39,996	12317	0,0041
RP3 modificat	longitudinal	8,771	35,511	16029	0,0034
	transversal	8,370	34,320	12976	0,0033

Tabelul 7

Valorile comparative ale caracteristicilor A_c, I_c, N_c, d_c, pentru şarjele studiate, în stare forjată ($c = 2{,}60$) în zona picioruluí

Marca oţelului	Direcţia de studiu	A_c, %	I_c, mm/mm^2	N_c mmp^{-1}	d_c, mm
RP3	longitudinal	8,182	31,760	10100,7	0,0038
	transversal	8,212	37,990	10118,8	0,0036
RP3 modificat	longitudinal	6,829	31,324	14071	0,0030
	transversal	7,157	30,768	11481	0,0030

prin puternica modificare a carburilor primare şi a celor eutectice. Astfel, prin modificare creşte proporţia de carburi din clasele de dimensiuni mici (0—2, 2—4 şi 4—8 μm), micşorîndu-se proporţional carburile din clasele de dimensiuni mari (64—128> 128 μm).

Forjarea cu coroiaj $c = 2{,}60$ determină importante modificări ale morfologiei şi distribuţiei carburilor, mai ales în cazul lingourilor cu structură de turnare modificată.

Valorilor caracteristicilor *Ac*, *Ic*, *Nc*, *dc* pentru cele două şarje experimentale, în stare forjată cu coroiaj $c = 2{,}60$ din zona maselotei şi din zona piciorului, sînt prezentate în tabelele 6 şi 7.

Se observă că, la o valoare foarte redusă a coroiajului $c = 2{,}60$, acţiunea modificatorului se manifestă foarte puternic prin finisarea şi dispersia carburilor, fapt evidenţiat prin reducerea ariei ocupate de carburi *Ac*, micşorarea lungimii medii a carburilor *Ic* şi în special prin micşorarea diametrului mediu *dc*.

Distribuţia carburilor pe clase de dimensiuni comparativ pentru cele două şarje experimentale, forjate cu coroiaj $c = 2{,}60$, în zona dinspre maselotă şi în zona dinspre piciorul lingoului, este prezentată în tabelele 8 şi 9.

Din analiza datelor experimentale se constată că, în cazul şarjei modificate forjate cu $c = 2{,}60$, o proporţie ridicată de carburi situate în domeniul claselor de dimensuni mici (0—2, 2—4 μm), precum şi lipsa carburilor mai mari (32 μm), fapte care evidenţiază uniformitatea dimensională şi de distribuţie a carburilor cu efecte favorabile asupra comportării în serviciu a sculelor.

Tabelul 8

Valorile comparative ale carburilor pe clase de dimensiuni pentru şarjele studiate în stare forjată ($c = 2{,}60$) în zona maselotei

Marca oţelului	Direcţia de studiu	Clasele de dimensiuni, μm							
		0—2	2—4	4—8	8—16	16—32	32—64	64—128	128
RP3	longitudinal	8072	4643	1746	498	63	12	—	—
	transversal	6048	4381	1467	379	28	14	—	—
RP3 modificat	longitudinal	8841	5058	1568	478	54	—	—	—
	transversal	6626	4602	1371	355	22	—	—	—

Tabelul 9

Valorile comparative ale carburilor pe clase de dimensiuni pentru şarjele studiate în stare forjată ($c = -260$) în zona piciorului

Denumirea oţelului	Direcţia de studiu	Clasele de dimensiuni, μm							
		0—2	2—4	4—8	8—16	16—32	32—64	64—128	128
RP3	longitudinal	5703	3074	1042	248	28	5,7	—	—
	transversal	5886	3036	954	219	19	4,8	—	—
RP3 modificat	longitudinal	8121	4096	1524	322	8	—	—	—
	transversal	7107	3107	1053	207	7	—	—	—

Testarea sculelor în serviciu. Din semifabricatele forjate cu coroiaj $c = 2{,}60$ s-au realizat două tipuri de scule : freze disc şi freze canal. Sculele executate din cele două şarje au fost supuse unui tratament termic final în condiţiile : călire la 1 280°C/4 min şi răcire în trepte la 540°C, apoi răcire în aer şi revenire la 560°C/ /3 × 1h/aer, obţinîndu-se în ambele cazuri duritǎţi conform STAS 7382-80 : $HRC = 64—66$.

Sculele au fost testate în trei regimuri diferite din punct de vedere al parametrilor de aşchiere (viteză de aşchiere, avans, adîncime de aşchiere).

Materialul aşchiat a fost 33MoCr11 în stare recoaptă cu $HB = 210$. Durabilitatea sculelor a fost apreciată prin timpul de lucru între două ascuţiri. În toate cazurile testate, sculele provenite din şarja modificată au avut o anduranţă superioară cu 25—30%.

Concluzii

Introducerea prealiajului modificator în topitura oţelului rapid determină importante modificări structurale prin prisma morfologiei şi distribuţiei carburilor. Modificarea acţionează în sensul micşorării „ochiului" ledeburitic şi reducerii accentuate a segregaţiei de carburi prin efectul de finisare şi dispersie a eutecticului.

Datorită efectului de finisare a segregaţiei de carburi în stare turnată, în cazul oţelurilor rapide cu structură modificată este posibilă deformarea plastică cu valori ale coroiajului mult mai reduse, care asigură însă grade mult mai înaintate de fineţe şi omogenitate structurală.

Efectul modificator manifestat prin micşorarea segregaţiei de carburi în stare turnată creează posibilitatea creşterii mărimii lingoului fără ca morfologia şi distribuţia carburilor să afecteze caracteristicile tehnologice şi de exploatare ale oţelului. Este posibil, în cazul oţelului rapid modificat, să se obţină lingouri de 18—20 ţoli, comparativ cu oţelurile rapide clasice la care diametrul maxim admis al lingoului este de 16 ţoli.

Oţelul rapid, cu structură modificată, admite obţinerea sculelor direct din turnare, asigurîndu-se un grad satisfăcător de fineţe şi uniformitate a structurii, care anticipează o bună comportare a sculelor în exploatare, în urma aplicării tratamentului termic final.

BIBLIOGRAFIE

[1] Petrescu, Maria. *Metalurgia fizică şi studiul metalelor.* Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1969.

[2] Rău, Al., Tripşa, I. *Metalurgia oţelurilor de scule* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1974.

[3] Vacu, Silvia ş.a. *Elaborarea oţelurilor aliate.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1980.

Ing. V. Ene
Universitatea Braşov

Contribuţii experimentale asupra măririi funcţionalităţii tehnologice a utilajelor de împachetare a crustelor ceramice

CZ : 666.3

Lucrarea reprezintă o sinteză a activităţii experimentale cu privire la mărirea funcţionalităţii tehnologice a utilajelor de împachetare a crustelor ceramice [1].

Pentru a răspunde cît mai bine condiţiilor impuse de mărirea funcţionalităţii tehnologice a unei celule flexibile de producţie aferentă împachetării crustelor ceramice şi organizării parţiale a unui nou flux tehnologic pentru producerea în permanenţă a produselor progresiv competitive (piesele turnate) se impune optimizarea procesului de îndesare prin vibrare la împachetare. Astfel, autorul a adoptat aparatura de laborator adecvată pentru experiment împreună cu măsurile şi factorii care se au în vedere la desfăşurarea eficientă a experimentelor şi a conceput schema logică generală de desfăşurare a acstora (fig. 1), în conformitate cu organigrama de desfăşurare a lor la compactarea prin vibrare a materialului granular suport de împachetare prezentată în figura 2.

Optimizarea procesului de îndesare prin vibrare a materialului granular suport constă în obţinerea unei rezistenţe maxime şi uniforme la penetrare pe înălţimea formelor de turnare, corespunzătoare unui timp minim de compactare prin vibrare.

Pentru determinarea rezistenţei la penetrare a materialului granular necoeziv compactat prin vibrare, s-a conceput şi realizat un penetrometru cu con circular împreună cu accesoriile necesere etalonării aparatului şi a lucrului în regim manual sau automat.

Penetrarea se face prin metoda statică şi se poate realiza în condiţii manuale sau mecanizat. În funcţie de aceasta şi măsurarea rezultatelor se poate face corespunzător prin citire sau prin ridicarea automată a curbelor de variaţie a rezistenţei, la penetrare pe adîncimea formei, şi înregistrarea lor pe bandă fotosensibilă.

Ridicarea automată a curbelor de variaţie a rezistenţei la penetrare, în funcţie de efortul de apăsare şi de adîncimea formei, se poate face prin metoda tensometrică (cu aplicarea unor mărci tensometrice pe inelul dinamometric) şi prin metoda micrometrică (utilizarea unui traductor inductiv de deplasare mică între blocurile de montare a inelului dinamometric). În ambele cazuri, adîncimea de penetrare este marcată de semnalul emis în circuitul unui traductor inductiv de deplasare mare.

Experimentele preliminare s-au efectuat utilizînd penetrometrul acţionat manual, cu prelucrarea manuală a datelor experiemntale, iar ca dispozitiv de îndesare prin vibrare s-a utilizat o instalaţie de laborator concepută, în acest sens, şi realizată în regim de prototip.

Avînd în vedere faptul că realizarea de construcţii cu parametri înalţi de productivitate, cu un consum minim de material şi fiabilitate ridicată, necesită tehnici de verificare care pot simula direct procese de încărcare apropiate de practică sau regimuri de încercare derivate din acesta, şi că aceste cerinţe pot, în general, să fie realizate numai cu instalaţii de încercare servohidraulice a căror domenii tipice de utilizare a tehnicii de verificare hidraulică sînt şi cele privind seismologia, mecanica solului şi rocilor, precum şi verificarea la vibraţii a aparatelor, experimentele finale s-au efectuat pe o astfel de instalaţie, curbele de rezistenţă la penetrare au fost ridicate automat pe bandă fotosensibilă pentru următoarele regimuri de încercare : $f = 30,\ 50,\ 70$ Hz ; amplitudinea $a = 0{,}1,\ 0{,}2,\ 0{,}3,\ 0{,}4$ mm ; timpul de vibrare $t = 5,\ 10,\ 15,\ 20,\ 25,\ 30$ s. Penetrările s-au efectuat, în toate cazurile, în cele patru colţuri ale cutiei de împachetare (în condiţii de producţie), precum şi în centrul acesteia (în condiţii de laborator).

Organizarea modului de prelucrare manuală a datelor experimentale la compactarea prin vibrare a materialelor granulare de împachetare a crustelor ceramice este prezentată de autor în lucrarea [1].

La prelucrarea manuală a datelor experimentale s-a avut în vedere faptul că un fenomen experimental, care a furnizat perechi de informaţii discrete (I_p ; Ad), poate fi reprezentat printr-o funcţie continuă şi bazat pe ipoteza că abaterea medie pătratică a distanţelor punctelor faţă de funcţie (dreaptă, funcţia putere, logaritmică, exponenţială) este un minim.

Alegerea funcţiei cele mai potrivite pentru reprezentarea fenomenului s-a făcut pe baza coeficientului de corelaţie, care trebuie să fie cît mai mare ($C_c \leqslant 1$). Concluziile desprinse sînt următoarele :

— funcţia ridicată cu penetrometrul cu con este de formă exponenţială : $I_p = K_1 \cdot e^{k_2 \cdot Ad}$

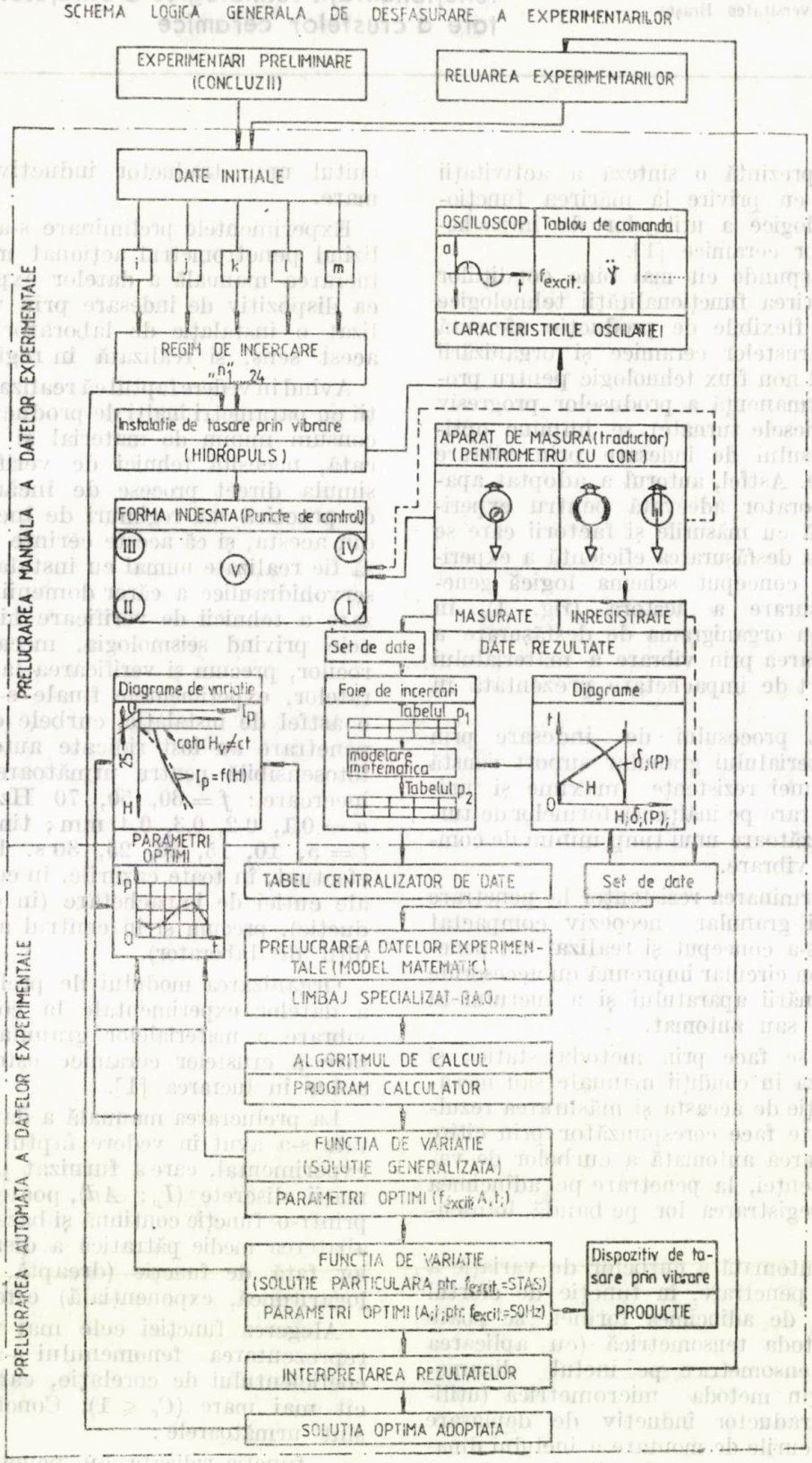

SCHEMA LOGICA GENERALA DE DESFASURARE A EXPERIMENTARILOR
EXPERIMENTARI PRELIMINARE (CONCLUZII)
RELUAREA EXPERIMENTARILOR
DATE INITIALE
i
j
k
l
m
REGIM DE INCERCARE
„n" 24
Instalatie de tasare prin vibrare
(HIDROPULS)
FORMA INDESATA (Puncte de control)
III
IV
V
II
I
OSCILOSCOP
Tablou de comanda
a
t
$f_{excit.}$
CARACTERISTICILE OSCILATIEI
APARAT DE MASURA (traductor)
(PENTROMETRU CU CON)
MASURATE
INREGISTRATE
DATE REZULTATE
Set de date
Diagrame de variatie
I_p
cota H_v=ct
I_p=f(H)
25
H
Foie de incercari
Tabelul p_1
modelare matematica
Tabelul p_2
Diagrame
δ_i(P)
H
$H_i\delta_i$(P)
PARAMETRI OPTIMI
I_p
TABEL CENTRALIZATOR DE DATE
Set de date
PRELUCRAREA DATELOR EXPERIMENTALE (MODEL MATEMATIC)
LIMBAJ SPECIALIZAT-RAO
ALGORITMUL DE CALCUL
PROGRAM CALCULATOR
FUNCTIA DE VARIATIE
(SOLUTIE GENERALIZATA)
PARAMETRI OPTIMI ($f_{excit.}$ A, l;)
FUNCTIA DE VARIATIE
(SOLUTIE PARTICULARA pt. $f_{excit.}$=STAS)
PARAMETRI OPTIMI (A;l; pt. $f_{excit.}$=50Hz)
Dispozitiv de tasare prin vibrare
PRODUCTIE
INTERPRETAREA REZULTATELOR
SOLUTIA OPTIMA ADOPTATA
PRELUCRAREA MANUALA A DATELOR EXPERIMENTALE
PRELUCRAREA AUTOMATA A DATELOR EXPERIMENTALE

Fig. 1

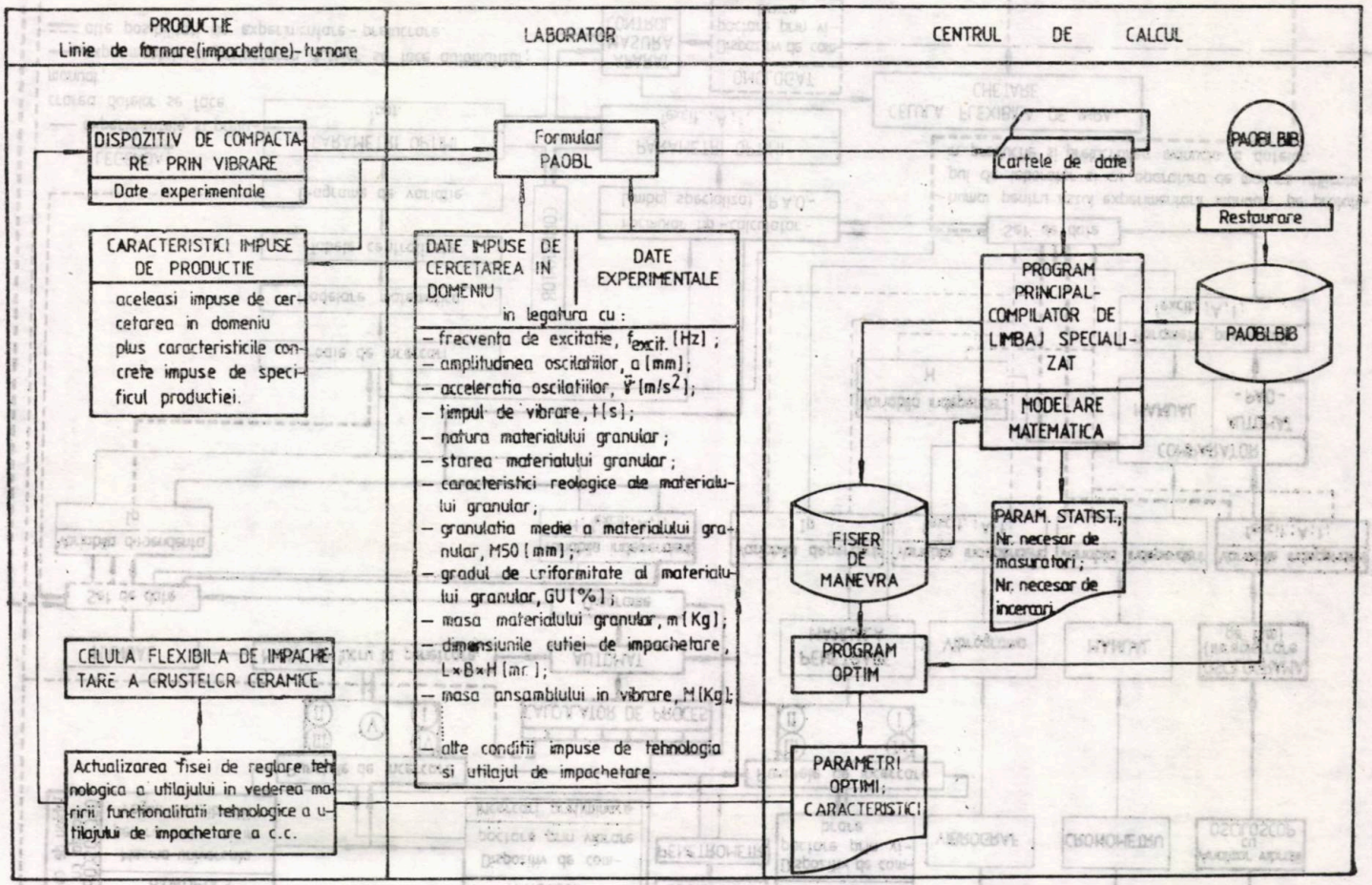

PRODUCTIE
Linie de formare(impachetare)-turnare
LABORATOR
CENTRUL DE CALCUL
DISPOZITIV DE COMPACTARE PRIN VIBRARE
Date experimentale
CARACTERISTICI IMPUSE DE PRODUCTIE
aceleasi impuse de cercetarea in domeniu plus caracteristicile concrete impuse de specificul productiei.
CELULA FLEXIBILA DE IMPACHETARE A CRUSTELOR CERAMICE
Actualizarea fisei de reglare tehnologica a utilajului in vederea maririi functionalitatii tehnologice a utilajului de impachetare a c.c.
Formular PAOBL
DATE IMPUSE DE CERCETAREA IN DOMENIU
DATE EXPERIMENTALE
in legatura cu :
– frecventa de excitatie, $f_{excit.}$ [Hz] ;
– amplitudinea oscilatiilor, a [mm];
– acceleratia oscilatiilor, $\ddot{r}$ [m/s^2];
– timpul de vibrare, t [s];
– natura materialului granular ;
– starea materialului granular ;
– caracteristici reologice ale materialului granular ;
– granulatia medie a materialului granular, M50 [mm] ;
– gradul de uniformitate al materialului granular, GU [%] ;
– masa materialului granular, m [Kg] ;
– dimensiunile cutiei de impachetare, L×B×H [mr] ;
– masa ansamblului in vibrare, M [Kg];
– alte conditii impuse de tehnologia si utilajul de impachetare.
Cartele de date
PAOBLBIB
Restaurare
PROGRAM PRINCIPAL-COMPILATOR DE LIMBAJ SPECIALIZAT
MODELARE MATEMATICA
PAOBLBIB
FISIER DE MANEVRA
PARAM. STATIST.; Nr. necesar de masuratori ; Nr. necesar de incercari
PROGRAM OPTIM
PARAMETRI OPTIMI; CARACTERISTICI

Fig. 2

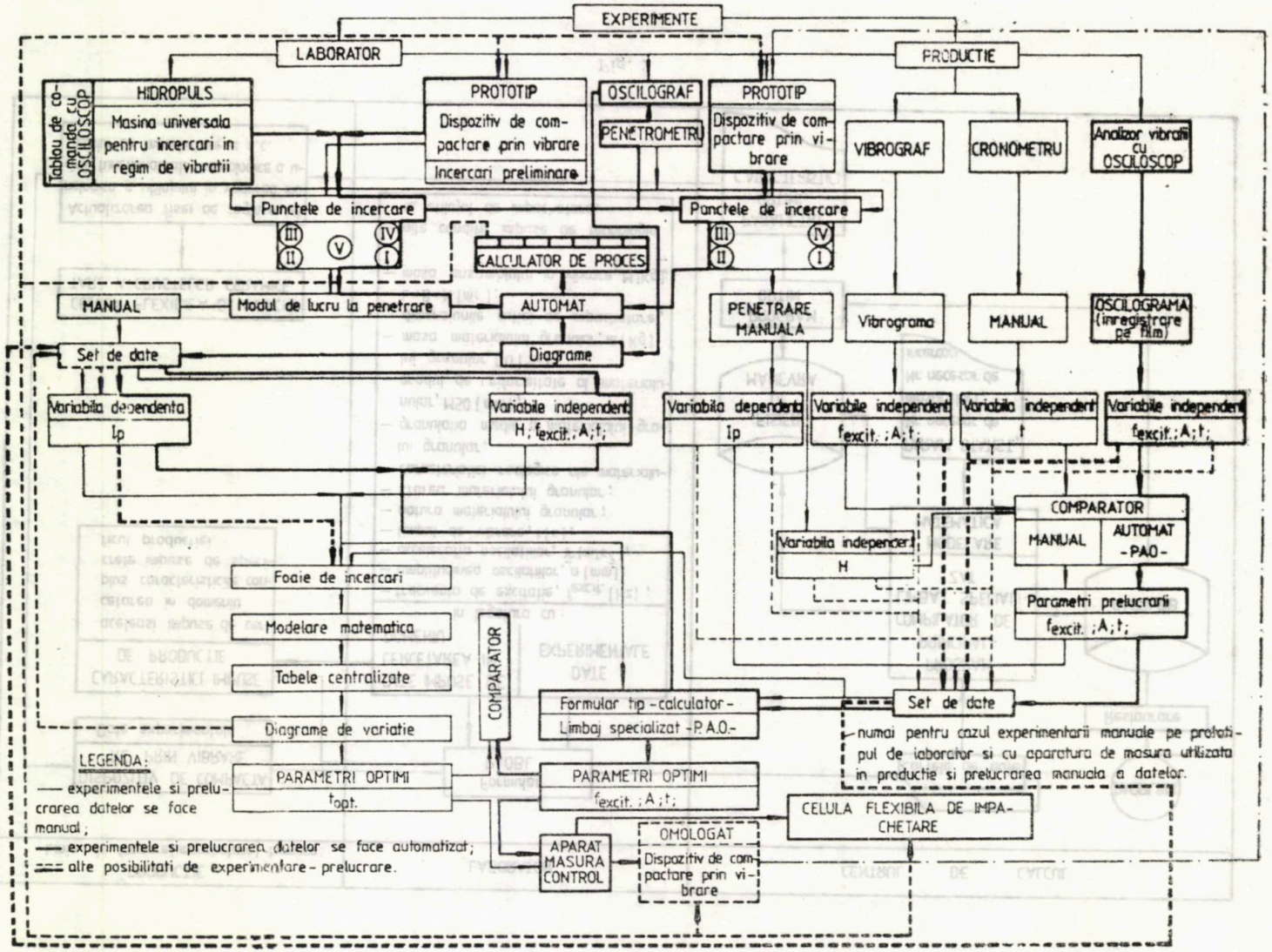

EXPERIMENTE
LABORATOR
PRODUCTIE
Tablou de comanda cu OSCILOSCOP
HIDROPULS
Masina universala pentru incercari in regim de vibratii
PROTOTIP
Dispozitiv de compactare prin vibrare
Incercari preliminare
OSCILOGRAF
PENETROMETRU
PROTOTIP
Dispozitiv de compactare prin vibrare
VIBROGRAF
CRONOMETRU
Analizor vibratii cu OSCILOSCOP
Punctele de incercare
III II V IV I
CALCULATOR DE PROCES
Punctele de incercare
III II IV I
MANUAL
Modul de lucru la penetrare
AUTOMAT
PENETRARE MANUALA
Vibrograma
MANUAL
OSCILOGRAMA (inregistrare pe film)
Set de date
Diagrame
Variabila dependenta
Ip
Variabile independente
H; fexcit.; A; t;
Variabila dependenta
Ip
Variabile independente
fexcit.; A; t;
Variabila independenta
t
Variabile independente
fexcit.; A; t;
COMPARATOR
MANUAL
AUTOMAT -PAO-
Variabila independenta
H
Foaie de incercari
Modelare matematica
Tabele centralizate
Diagrame de variatie
COMPARATOR
Formular tip -calculator-
Limbaj specializat -P.A.O.-
Set de date
Parametri prelucrarii
fexcit.; A; t;
numai pentru cazul experimentarii manuale pe prototipul de laborator si cu aparatura de masura utilizata in productie si prelucrarea manuala a datelor.
LEGENDA:
— experimentele si prelucrarea datelor se face manual;
— experimentele si prelucrarea datelor se face automatizat;
=== alte posibilitati de experimentare - prelucrare.
PARAMETRI OPTIMI
fopt.
PARAMETRI OPTIMI
fexcit.; A; t;
CELULA FLEXIBILA DE IMPACHETARE
APARAT MASURA CONTROL
OMOLOGAT
Dispozitiv de compactare prin vibrare

Fig. 3

unde K_1 și K_2 sînt constante care caracterizează materialul granular;

— funcția exponențială realizează cel mai mare coeficient de corelație;

— rezistența la penetrare (exprimată prin indicele de penetrare I_p) variază în limite largi, în funcție de caracteristicile elastice ale reazemului elastic pe care este montată instalația de compactare prin vibrare;

— pentru sistemul vibrant proiectat, indicele de penetrație maxim — economic se obține pentru valoarea minimă a constantei elastice $K = 678$ N/mm, corespunzătoare unei presiuni minime din reazemul elastic de $p = 1$ barr;

— timpul optim de vibrare se situează în domeniul 15—20 s;

— îndesarea cutiilor variază puternic pe adîncime cînd nu este aplicată nici o masă pe suprafața materialului granular;

— îndesarea are tendința de uniformizare pe adîncime la aplicarea liberă a unei mase pe suprafața materialului;

— uniformizarea este mai accentuată pe măsura creșterii masei aplicate pe suprafața liberă a materialului granular.

Întrucît prin prelucrarea manuală a datelor experimentale nu se realizează o optimizare multidimensională și multifactorială a procesului de îndesare prin vibrare, s-a impus conceperea, realizarea și experimentarea unui prototip care reușește să modeleze procesul de îndesare în termeni cibernetici, prin definirea unei mărimi de intrare, a uneia de ieșire și prin precizarea legăturilor funcționale existente între aceste mărimi. Acest model logic este materializat prin programul OPTIM (în limbaj specializat) care opțional poate lucra în două regimuri: de optimizare propriu-zisă; de sinteză și/sau analiză.

În primul regim, alegerea variantei optime constă în stabilirea alternativei dominante aparținînd mulțimii variantelor care concură la selecție, în timp ce în regim de sinteză și/sau analiză, programul rezolvă următoarele probleme:

— respectă o anumită plajă a variabilelor independente, găsește parametri optimi, astfel încît variabila dependentă să respecte o caracteristică impusă;

— afișează caracteristica (caracteristicile) după un singur sistem de referință, cu un tabel atașat cu date și, opțional, afișează separat caracteristica cerută;

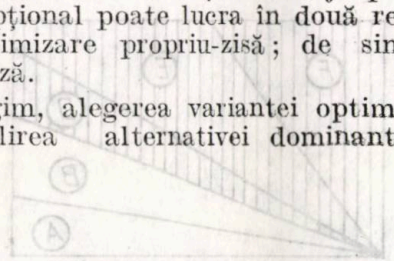
— face sinteza a cinci variabile dependente și a cinci variabile independente.

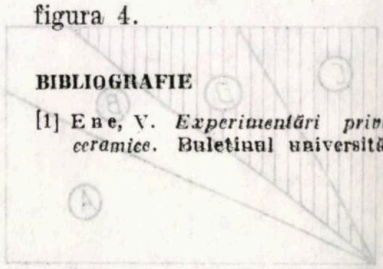
Programul are 1422 de ramuri.

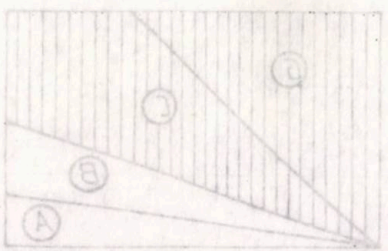
La prelucrarea automată a datelor experimentale s-au utilizat 235 de diagrame de variație $I_p = f(Ad)$, ridicate automat. Numărul de perechi de valori I_p, Ad pentru fiecare diagramă a fost de 13 (numărul minim necesar, din condiția obținerii unui nivel de încredere cît mai ridicat în limitele standardizate, fiind de 12 pentru situația concretă de analiză).

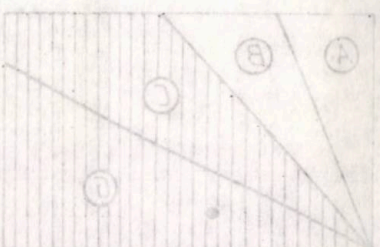
În urma prelucrării pe calculator a acestor diagrame a rezultat că funcția de repartiție a rezistenței la penetrare pe adîncimea formelor de turnare $I_p = f(Ad)$ este un polinom Cebîșev de gradul II.

Studiul efectuat reprezintă o premisă în PROIECTAREA ASISTATĂ DE CALCULATOR în vederea realizării unor linii de formare (împachetare) — turnare flexibile, prin posibilitatea de reglare „on line" a procesului de îndesare prin vibrare, în concordanță cu figura 4.









BIBLIOGRAFIE

[1] Ene, V. *Experimentări privind împachetarea formei ceramice*. Buletinul universității Brașov, vol. I, 1986

Cinetica solidificării aliajelor sub acțiunea oscilațiilor mecanice

Dr. ing. Fl. Ștefănescu
Institutul Politehnic București

CZ: 621.746.62

Oscilațiile mecanice transmise aliajului în curs de solidificare determină mărirea vitezei de germinare omogenă și eterogenă [1] prin:

— creșterea gradului de subrăcire în fața frontului de solidificare, ca urmare a intensificării transferului de căldură către forma de turnare și a micșorării gradientului de temperatură pe secțiunea piesei;

— aglomerarea germenilor subcritici și transformarea lor în germeni viabili de cristalizare;

— crearea de noi centri de cristalizare prin fragmentarea fazei solide în curs de formare;

— activarea suprafețelor de cristalizare.

Mărirea numărului de germeni prin fragmentarea cristalelor, sub acțiunea vibrațiilor, este avantajată de o structură fragilă, dendritică a fazei solide.

Dacă se adoptă drept criterii de caracterizare a modului de cristalizare: viteza v de solidificare, concentrația C_0, coeficientul de distribuție a elementului de aliere între faza solidă și lichidă K_0 și gradientul termic în lichid G_l, domeniile principalelor tipuri de creștere cristalină, după diverși autori, se pot delimita grafic ca în figura 1, *a—d* [2]—[5].

Vibrațiile micșorează gradientul termic pe secțiunea piesei și mărește viteza de solidificare, favorizînd în consecință cristalizarea endogenă.

În condiții de vibrare, viteza de solidificare este dată de expresia:

$$v = \frac{3\lambda \cdot \delta T}{\rho x \left(3L + \frac{3}{2} c\,\delta T + 2\varepsilon R^{\frac{1}{2}} - 3\varepsilon x^{\frac{1}{2}}\right)} \quad (1)$$

în care: λ este conductivitatea termică a aliajului; δT — diferența dintre temperatura de cristalizare și temperatura suprafeței piesei; ρ — densitatea aliajului; x — grosimea stratului solidificat; L — căldura de cristalizare; c — căldura specifică a aliajului; ε — coeficientul care ține seamă de condițiile de vibrare; R — jumătate din grosimea peretelui piesei (considerînd că piesa are o formă de tip placă semilimitată).

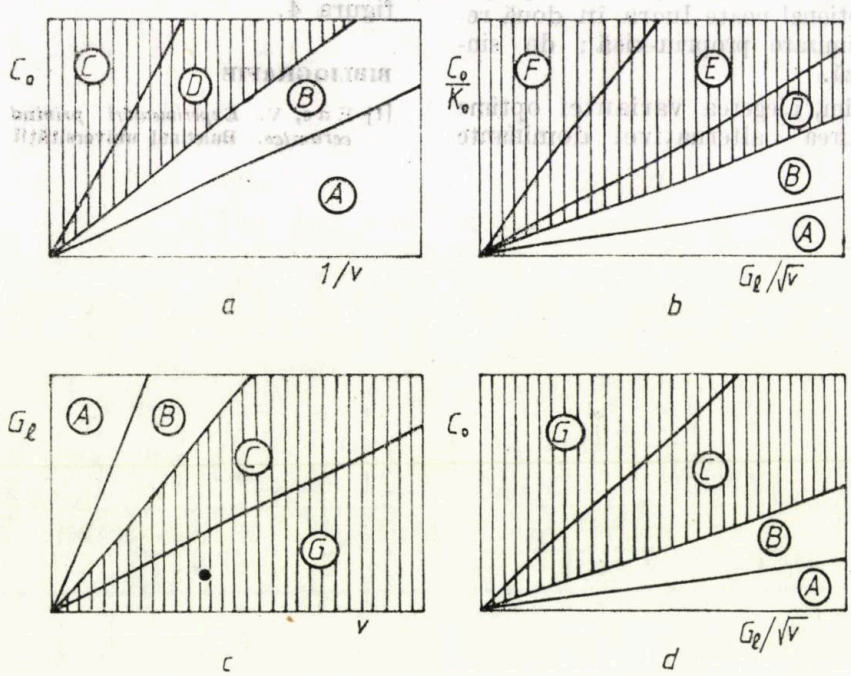


Fig. 1. Domeniile principalelor tipuri de creștere cristalină: *A* — plană; *B* — celulară; *C* — dendritică; *D* — dendritică-celulară; *E* — dendritică-columnară; *F* — dendritică-echiaxă; *G* — endogenă

Dacă se face notația :

$$K = \sqrt{\frac{2\lambda \cdot \delta T}{\rho\left(L + \frac{1}{2} c \cdot \delta T\right)}} \qquad (2)$$

K fiind coeficientul de solidificare în condiții obișnuite, rezultă :

$$\delta T = \frac{2\rho L K^2}{4\lambda - \rho c K^2} \qquad (3)$$

iar expresia vitezei de solidificare capătă următoarea formă :

$$v = \frac{6\lambda L K^2}{[3\rho c L K^2 + (4\lambda - \rho c K^2)(3L + 2\varepsilon R^{\frac{1}{2}} - 3\varepsilon x^{\frac{1}{2}})]x} \qquad (4)$$

Coeficientul ε este o mărime care depinde de natura materialului turnat, de condițiile de solidificare și de regimul de vibrare stabilit.

În cazul unei piese, care se solidifică în condiții obișnuite în timpul t_{s0}, iar sub acțiunea vibrațiilor în timpul t_{sv}, coeficientul ε se poate determina cu expresia :

$$\varepsilon = \frac{30\lambda L K^2 (t_{s0} - t_{sv})}{(4\lambda - c\rho K^2) R^{\frac{5}{2}}} \qquad (5)$$

Analizînd relația (5), pentru un oțel OT 400—1, a rezultat corelația complexă prezentată grafic în figura 2, în care $\delta t = (t_{s0} - t_{sv})\, 100/t_{s0}$, %.

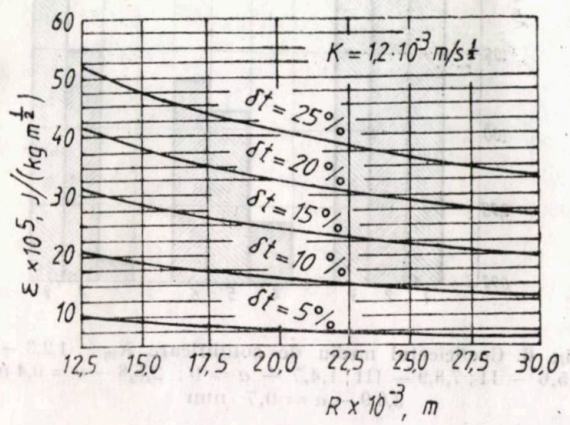


Fig. 2. Nomogramă pentru determinarea coeficientului ε

Cercetările experimentale au urmărit determinarea influenței oscilațiilor mecanice de

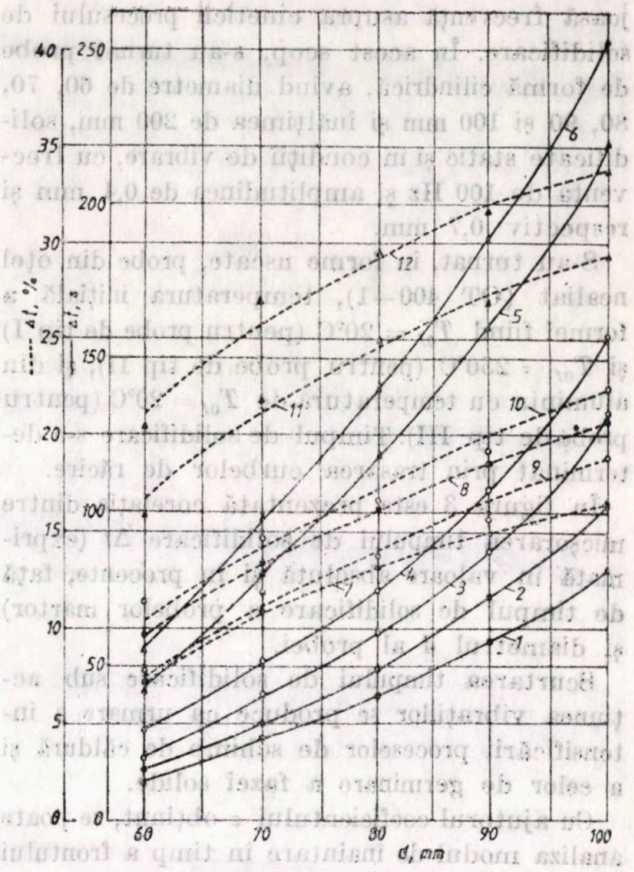


Fig. 3. Variația diferenței de timp de solidificare cu diametrul probei : 1,2,7,8 — probe de tip I ; 3,4,9,10 — probe de tip II ; 5,6,11,12 — probe de tip III ; 1,3,5,7,9,11 — a = = 0,4 mm ; 2,4,6,8,10,12 — a = 0,7 mm (a = amplitudinea)

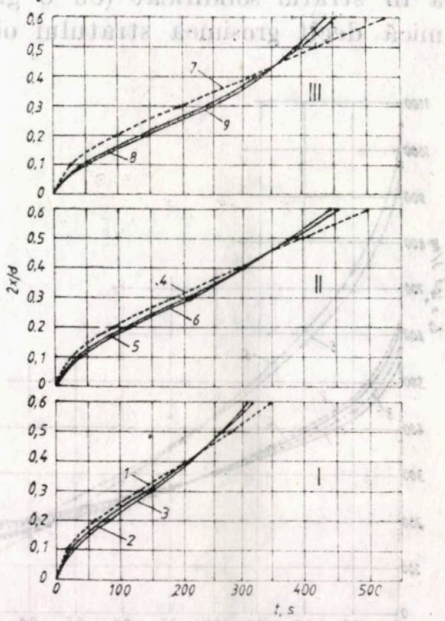


Fig. 4. Modul de înaintare în timp a frontului de solidificare (în cazul probelor cu R = 0,025 m) : I, II și III indică tipul probei ; 1,4,7 — a = 0 ; 2,5,8 — a = 0,4 mm ; 3,6,9 — — a = 0,7 mm ; 2x/d reprezintă grosimea relativă a stratului solidificat

joasă frecvență asupra cineticii procesului de solidificare. În acest scop, s-au turnat probe de formă cilindrică, avînd diametre de 60, 70, 80, 90 și 100 mm și înălțimea de 200 mm, solidificate static și în condiții de vibrare, cu frecvența de 100 Hz și amplitudinea de 0,4 mm și respectiv 0,7 mm.

S-au turnat, în forme uscate, probe din oțel nealiat (OT 400—1), temperatura inițială a formei fiind $T_{0f} = 20°C$ (pentru probe de tip I) și $T_{0f} = 250°C$ (pentru probe de tip II), și din aluminiu cu temperatura de $T_{0f} = 20°C$ (pentru probe de tip III). Timpul de solidificare s-a determinat prin trasarea curbelor de răcire.

În figura 3 este prezentată corelația dintre micșorarea timpului de solidificare Δt (exprimată în valoare absolută și în procente, față de timpul de solidificare a probelor martor) și diametrul d al probei.

Scurtarea timpului de solidificare sub acțiunea vibrațiilor se produce ca urmare a intensificării proceselor de schimb de căldură și a celor de germinare a fazei solide.

Cu ajutorul coeficientului ε obținut, se poate analiza modul de înaintare în timp a frontului de solidificare, în condiții de vibrare (fig. 4).

Astfel, prin ruperea și îndepărtarea continuă a porțiunilor proeminente din frontul de solidificare, într-o primă perioadă, căldura L_x degajată în stratul solidificat (cu o grosime x, mai mică decît grosimea stratului obținut în

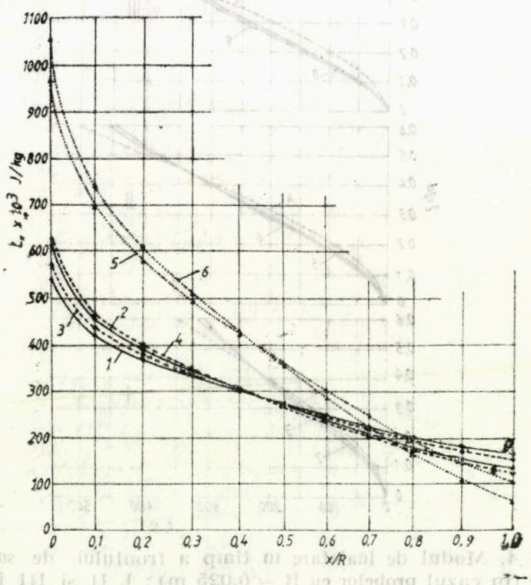


Fig. 5. Variația căldurii L_x cu grosimea relativă x/R (în cazul probelor cu R = 0,025 m): 1,2 — I; 3,4 — II; 5,6 — — III; 1,3,5 — $a = 0,4$ mm; 2,4,6 — $a = 0,7$ mm

același timp în condiții obișnuite) este mai mare decît căldura efectivă de cristalizare.

Fenomenul se produce în paralel cu acumularea în topitură a unui număr din ce în ce mai mare de fragmente de fază solidă. Aceste fragmente determină apoi o creștere a vitezei de solidificare (pe ansamblu, viteza medie de solidificare se mărește), iar căldura L_x atinge o valoare minimă în axa termică a piesei turnate (fig. 5).

Reducerea timpului de solidificare sub acțiunea oscilațiilor mecanice este cauzată de o creștere a coeficientului de solidificare.

În figura 6 se prezintă valorile medii ale coeficientului de solidificare pentru probele cu diametre cuprinse între 60 și 100 mm.

Cercetările experimentale efectuate duc la următoarele concluzii:

— intensificarea schimbului de căldură convectiv și conductiv, produsă în urma ruperii zonelor proeminente din frontul de solidificare, micșorează timpul de trecere a materialului lichid în stare solidă; efectul este mai puternic la materialele cu tendință mare de transcristalizare și cu rezistență mecanică scăzută. Rezultă,

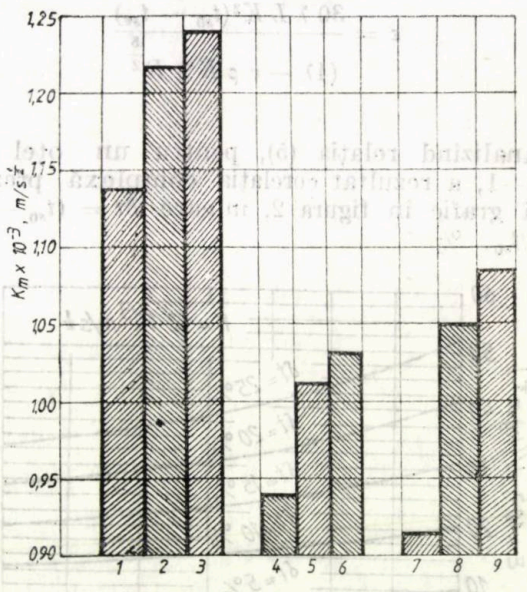


Fig. 6. Coeficientul mediu de solidificare K_m: 1,2,3 — I; 4,5,6 — II; 7,8,9 — III; 1,4,7 — $a = 0$; 2,5,8 — $a = 0,4$ mm 3,6,9 — $a = 0,7$ mm

deci, că la creșterea mărimii zonei bifazice (solid + lichid), care depinde de intervalul de solidificare și de gradientul de temperatură pe secțiunea peretelui piesei, suprafața frontului de solidificare devenind din ce în ce nere-

gulată și mai fragilă, procesul de producere a fragmentelor de fază solidă se intensifică :

— la creșterea amplitudinii, forța de inerție și energia de impact se măresc, iar procesul de fragmentare devine mai pronunțat. Amplitudinile recomandate sînt de ordinul zecimilor de milimetru (pentru vibrații de joasă frecvență). La amplitudini mai mari apar fenomene de rarefiere a materialului turnat ;

— prin mărirea timpului de vibrare (la creșterea diametrului probei și temperaturii inițiale a formei) se intensifică procesele de transfer termic și de masă specifice în condiții de vibrare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ștefănescu, Fl. *Cercetări privind dirijarea procesului de solidificare a aliajelor turnate în piese.* Teză de doctorat, I.P. București, 1989.

[2] Ohno, A. *The Solidification of Metals.* Tokio, Chijin Shokan Co. Ltd., 1976.

[3] Roberts, T. E. ș.a. *The Solidification and Grain Refinement of Cast Austenitic Stainless Steels.* În : Transactions of the American Foundrymen's Society, S.U.A., vol. 87, 1979.

[4] Sofroni, L. ș.a. *Bazele teoretice ale turnării.* București, Ed. didactică și pedagogică, 1980.

[5] Gyula, S. *Az olvadék-kristályos fázis határfelület geometriájának jelentősége az öntvények táplálásában.* În : Öntöde, R. P. Ungaria, nr. 35, 1984.

REVISTA REVISTELOR

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 9, 1999

Rezultatele și obiectivele activității în colaborare în vederea realizării obiectivelor economice ale industriei de turnare a R.D.G., p. 267 — Contribuția Universității Tehnice Magdeburg în domeniul fabricării raționale a pieselor turnate în uzina de construcții de mașini din viitor, p. 270 — Aspecte privind dezvoltarea secției „tehnica turnării" din Academia de Mine Freiberg, p. 273 — Metrologia industrială — un factor de determinare a calității din turnătorie, p. 274 — Robotul industrial IR 20G-3 dezvoltat în continuare, utilizat în turnătorii, p. 270 — Noul meanjor de materiale de formare AMW 2500 — un agregat pentru instalațiile de preparare tip tunel, p. 282 — Optimizarea dozării încărcăturii de fontă de turnătorie și materiale din cubilou, cu ajutorul computerului, p. 285 — Locul de muncă asistat de calculator al tehnologiilor din turnători, p. 286 — Utilizarea minicalculatoarelor la calcularea materialelor în turnătorii, p. 288 — Scule pentru automatizarea flexibilă a proceselor de frezare în domeniul atelierelor de modelare și construcțiilor de instalații și mașini de turnare, p. 289.

Pulberile prea fine nu mai pot fi durificate prin procese termofizice de călire, respectiv de îmbătrînire

Prof. dr. ing. C. Wanyirek
Universitatea din Brașov

Prin călire (aliaje cu eutectoid, tip oțel) sau îmbătrînire (aliaje fără eutectoid, tip dural) durificarea se produce printr-un proces de ecruisare a rețelei matricei, proces care constă în dezechilibrarea (deformarea elastică) metastabilă a rețelei matriceale datorită precipitării expansive, molecular-disperse, a fazei în exces din soluția solidă suprasaturată prin suprarăcire [1], [2].

Fiecare centru de precipitare este și un centru de expansiune și, astfel, și un centru de ecruisare. Pentru a se putea produce acest ultim efect, este însă indispensabil ca în exteriorul viitoarei zone ecruisate să existe în masa aliajului o zonă tampon neafectată de ecruisare, „contra", care să fie capabilă să opună o rezistență eficientă împotriva efortului expansiv al împingerii ecruisante.

Cînd particula (granula, pulberea) supusă călirii-îmbătrînirii este foarte fină, dimensiunile ei fiind foarte mici, această zonă tampon lipsește, iar efectul de ecruisare nu se mai poate produce deloc sau într-o măsură insuficientă, umflarea (datorată caracterului expansiv al precipitării) producîndu-se nestînjenită sub forma deformării globale a întregii granule, cu efecte de ecruisare minime pînă la nule.

Aceasta este explicația teoretică și fenomenologică [3] care exprimă înțelegerea mecanismului care stă la baza constatărilor experimentale și a descrierilor pe care A. P. Gulisev le prezintă în lucrarea *Tratamentul termic al oțelului*, din care se citează:

— „În pulberile libere de tensiuni transformarea martensitică, precum și cea bainitică, nu are loc", și

— „Experiențele au arătat că transformarea [martensitică] are loc în epruvete policristaline [grosolane], pe cînd în particule monocristaline [fine], cu aceeași compoziție, nu are loc" — (între parantezele cu colțuri completări ale autorului).

Se poate menționa faptul că, în afara acestor citate referitoare la aliaje fier carbon (și, prin extindere, în general referitoare la aliajele cu eutectoid), condiția de dimensiune critică minimă a granulelor, indispensabilă pentru obținerea efectului de durificare prin tratament termofizic, se aplică și în cazul particulelor pulverulente provenite din aliaje lipsite de transformări eutectoide, aliaje de tip dural.

Prin încastrarea pulberilor foarte fine în masa supusă sinterizării [4] trebuie să se prevadă că valabilitatea acestor concluzii va fi progresiv restrînsă, pe măsură ce compactarea ansamblului și calitatea (rezistența, duritatea) celorlalți participanți granulari la procesul de sinterizare vor fi mai însemnate.

În această privință, este de transcris și un alt citat din același autor care spune: „*Deformarea-majorarea unei pulberi [fine austenitice] care nu are transformări la răcire, duce la formarea destul de intensă a martensitei*" cînd, evident, absența „zonei tampon" proprii este substituită prin rezistența dispozitivelor de „mojarare".

Dimensiunea „critică", în sensul celor de mai sus, va trebui să fie posibil de determinat (ca problemă de viitor) atît teoretic, cît și experimental.

BIBLIOGRAFIE

[1] Wanyorek, C. *Structura reală a fierului gama și transformarea martensitică-bainitică.* În: Construcția de mașini, R.S.R., 36(1984), nr. 6, p. 287—291.

[2] Wanyorek, C. *Disequilibrating and reequilibrating — exclusive way to influence mechanical properties of the lattice.* Proceedings of the 5-th International Congress of Heat Treatments Budapest, Ungaria, 20—24 oct. 1986, vol. 1, p. 279—286.

[3] Wanyorek, C. *Statica, dinamica — mecanismul transformărilor în cercetarea științifică.* Sesiunea jubiliară a Institutului Politehnic Iași, 10—12 noiembrie 1988, vol. VI, p. 26—31.

[4] Wanyorek, C. *Principii noi în granulometrie.* Cea de-a II-a Conferință națională de metalurgia pulberilor, Cluj-Napoca, 1983, vol. I, p. 71—76.

E 3280

METALURGIA

BIBLIOTECA

2

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XLII • NR. 2 • FEBRUARIE 1990

METALEXPORTIMPORT

BUCAREST — ROUMANIE

21—25, RUE MENDELEEV, TELEPHONE

620, 651 LIGNE INTERNATIONALE

TELEX 11 515

ICE METALEXPORTIMPORT EXPORTE:

- Tôle et bande en aluminum
  Qualité : 99,5% $AlMg_3$ cf. DIN
—AA 110, AA 3003, AA 5052 conf. AA 84/
—d'autres qualités disponibles. Epaisseur : 0,2—3 mm
  Largeur de la bande : 75—1500 mm
  Dimensions de la tôle :
  1000×2000 mm, 1250×2500 mm, 1500 mm×3000 mm, 3'×6'×8' et d'autres dimensions convenues.
- Tôle et bandes, stucco, diamond tôles et bandes plates.
- Feuilles d'aluminum
  Qualité : 99,0, 99,5%, AA 3003
  Epaisseur : 9—200 microns
  Largeur : 75 —1000 mm
  Utilisation finale : industrie alimentaire, pharmacie, industrie ménagère, installations hydrauliques etc.
- Profilés extrudés en aluminum. **Qualité : AlMgSi, AA 0663 AA 7075 de commun acord, aussi d'autre qualités disponibles.**
  Utilisation finale : bâtiment, industrie, portes et fenêtres.
  L'usine SLATINA produit également rondelles, disques, la poussière et câbles en aluminum.

—Tôle forte, inclusivement tôle pour navires et virole de chaudière
—Tôle et bande laminée à froid
—Bande laminée à chaud
—Tôle et bande zinguée
—Tôle pour dynamo
—Fer à béton et fil laminé
—Barres laminées à chaud
—Profilés U et profilés I
—Barres étirées
—Profilés formés à froid
—Tubes en acier sans soudure
—Tubes conduite, descentes et tubes de production
—Tubes soudés noirs et zingués
—Fil étiré
—Electrodes de soudure
—Clous
—Câble métalique
—Chaînes industrielles
—Câbles de traction
—Lingots en aluminum et fil laminé résultant de la coulée continue—typo properzi
—Prodeits laminés et extrudés en alumminimum : tôles et bandes, profilés en fil de fer, rondelles, disques.

METALURGIA

Anul 42 Nr. 2 Februarie 1990

CUPRINS

Forizs, Şt., Răducea, Nicoleta, Bostan, Violeta, Kovacs, K. şi Ciubucă, L. : **Probleme privind degresarea şarjelor de cocsificare în condiţiile creşterii complexităţii acestora** 53

Barca, F., Penu, Anca, Ileana, Potcoavă, Aurelia şi Crăciun, Tatiana : **Posibilităţi de utilizare a cocsului metalurgic românesc la cuptoarele de var** 60

Ene, P. şi Popescu, T. : **Contribuţii asupra optimizării condiţiilor de solidificare şi segregare în lingourile din oţel calmat** 64

Stănescu, I., Stegăroiu, M., Marcu, P., Dinescu, Maria şi Lăzărescu, S. : **Particularităţi de fabricaţie privind obţinerea caracteristicilor electrice la sîrmele din aliaj CuMn3 destinate rezistoarelor bobinate** . . . 68

Isac, Mihaiela şi Dobrescu, M. : **Aspecte metalografice privind structura aliajelor pentru cuzineţi** 73

Socolescu, Ana, Vişan, Sanda şi Botez, Ligia : **Extracţia aurului prin metode de cianurare şi clorurare** . . . 77

Munteanu, Al. : **Observaţii privind influenţa structurii masei metalice de bază a fontei cu grafit nodular asupra poziţiei punctelor critice de transformare în stare solidă** 79

Săbău, Teodora . **Model matematic al interacţiunii la interfaţa aliaj-formă de turnare** 84

Chira, I. **Posibilităţi de utilizare a azotului ca element de aliere pentru fontele turnate** 87

Mănescu, I. şi Gnandt, F. : **Recuperarea căldurii din gazele de ardere evacuate din cubilou** 92

REVISTA REVISTELOR 59, 67, 72, 76, 78, 86

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor: ELENA PÂRVU

Tehnoredactor: MARIETA RUBȚOV

I. P. Universul — c. 1781 Lei 15

CONTENTS

1990 JUN 2

Forizs, Șt., Răducea, Nicoleta, Bostan, Violeta, Kovacs, K. and Ciubucă, I.: **Problems of the coking charge degreasing**

By analysing degreasing as a complex phenomenon, the authors highlights the importance of the autodegreasing and the actual degreasing degree notion for individual components as well as for a complex coking blending. Neglecting this phenomenon leads to the impossibility of a correct previous calculation of the metallurgical coke quality and of producing an adequate metallurgical coke.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 53—59

DC : 662.749.2 : 669.162.16

Barca, F., Penu, Anca, Ileana, Potcoavă, Aurelia and Crăciun, Tatiana: **Possibilities of using Romanian metallurgical coke in lime furnace**

The authors analyse the chemical and technical characteristics of the coke used in lime furnace.

Metalurgia 42 (1990),nr.2, p. 60—63

DC: 669.18 :622.771.22

Ene, P. and Popescu, T.: **Contributions to optimizing the solidification and segregation conditions in killed steel ingots**

The paper presents the experimental results obtained during killed steel casting in optimized geometry mould, designed on the basis of the analysis results by the mathematical modelling of the solidification and segregation process.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 64—67

DC : 621.778.1

Stănescu, I., Stegăroiu, M., Marcu, P., Dinescu, Maria, Lăzărescu, S.: **Manufacturing peculiarities concerning the electrical characteristics of CuMn3 alloy wire used for wound resistors**

The paper presents the results of certain researches on the determination of the technological factors for the manufacturing of thin wire (∅0,3—0,1 mm) made of CuMn3 alloy with ρ restitivity = 0,100—0,140 $\frac{\Omega . mm^2}{m}$ and temperature index for the electrical strength $\alpha \leqslant + 500 \times 10^{-6}C$.

The experimental data obtained on the basis of the variations of the chemical composition and of the heat treatment conditions led to the determination of certain relationship between the technological parameters and the required electrical characteristics. These data allowed to manufacture high quality products required by the electronic and elctrotechnical industries.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 68—72

DC : 669.018

Isac, Mihaiela and Dobrescu M.: **Metallographic aspects of alloy structure for bushes**

The paper presents the specific metallographic aspects of antifriction alloys for Romanian bushes.

Metalurgia 42, (1990), nr. 2, p. 73—76

DC : 669.21 : 61.785.533

Socolescu, Ana, Vișan, Sanda and Botez, Ligia: **Gold extraction by cyaniding and chloriding methods**

The authors analyse the cyaniding and chloriding conditions of raw materials with a view to extracting gold. As raw materials, ores, pyrite ashes, shlam resulting from the copper electrolysis are used.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 77—78

DC : 669.131.622

Munteanu. Al.: **Observations on the influence of metallic mass structure of nodular graphite cast iron on the position of the criterical points of solid state transformation**

In the paper the author makes certain precisions related to the transformations which occur in nodular graphite cast iron with different structures of the basic metallic mass for the same chemical composition.

The dilatometrical method as well as the succesive quenching method were used, both methods showing the movement of the transformation points on the temperature scale. On the basis of the results the authors draw the conclusions on the influence of the previous quenching on the transformations which occur during the subsequent heating. The authors selected certain symbols for the criterical points.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 79—83

DC : 621.744.56

Sabău, Teodora: **Mathematical model of the interaction at the alloy-mould interface**

The paper presents a thermodynamic model of the interaction at the alloy — mould interface with the help of which real values of the gaseous phase composition which occurs during casting and alloy solidification and which play a decisive part in the above mentioned processes.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 84—86

DC : 669.13 : 661.98

Chira, I.: **Possibilities of using nitrogen as alloying element for cast iron**

The author analyses the state of the technologies of introducing nitrogen in cast iron and presents the results of his researches on the extent of nitrogen assimilation degree in alloy cast iron.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 87—91

DC : 621.745.34 : 662.69

Mănescu, I. and Gnandt, F.: **Heat recovery from cupola exhaust gases**

The authors analyse the main types of heat recuperators, the way of influencing the heat recovery and cupola heat balance.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 92—96

INHALT

DK : 662.741.3 : 621.79.025

Forizs, Şt., Răducea, Nicoleta, Bostan, Violeta, Kovacs, K. und Ciubucă, L.: **Ansichten betreffs der Entfettung der Koksfüllungen**

Anhand der Analyse der Entfettung, als ein komplexes Phänomen, wird die Bedeutung der Selbstentfettung und des reelen Entfettungsgrades, für individuelle Komponenten und für ein komplexes Verkokungsgemisch hervorgehoben. Die Vernachlässigung des o.g. Phänomens führt zur Unmöglichkeit einer fehlerfreien Selbstberechnung der Qualität des metallurgischen Kokses und zur Herstellung eines entsprechenden metallurgischen Kokses.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 53—59

DK : 662.749.2 : 669.162.16

Barca, F., Penu, Anca, Ileana, Potcoavă, Aurelia und Crăciun, Tatiana: **Einsatzmöglichkeiten des rumänischen metallurgischen Kokses bei den Kalköfen**

Es wird auf den chemisch-technischen Eigenschaften des bei den Kalköfen eingesetzten Kokses, hingewiesen.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 60—63

DK : 669.18 : 621.771.22

Ene, P. und Popescu, T.: **Beiträge zur Optimierung der Erstarrungs— und Seigerungsbedingungen der aus beruhigten Stahl hergestellten Rohblöcke**

Die Arbeit berichtet über einige Versuchsergebnisse des in der Kokille gegossenen und beruhigten Stahls, mit einer optimalen Geometrie Sie wurden anhand den Analyseergebnissen durch mathematische Modellierung des Erstarrungs- und Seigerungsprozesses geplant.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 64—67

DK : 621.778.1

Stănescu, I., Stegăroiu, M., Marcu, P., Dinescu, Maria, Lăzărescu, S.: **Eigentümlichkeiten zum Erreichen der elektrischen Eigenschaften des aus CuMn 3-Legierungen hergestellten Drahtes für gewickelte Potentiometern**

In der vorliegenden Arbeit werden die Ergebnisse einiger Erforschungen angesichts der Festlegung der verfahrenstechnischen Faktoren im Bereich der Dünndrahtherstellung (∅0,3—0,1 mm) aus CuMn 3-Legierung mit einem Widerstand von $\rho = 0{,}100-0{,}140 \frac{\Omega.mm^2}{m}$ und einem Temperaturkoeffizient des elektrischen Widerstands von $\alpha \leqslant + 500 \times 10^{-6}/°C$ dargestellt.

Die anhand der Analyse einiger Schwankungen der chemischen Zusammensetzung und der Wärmebehandlungsbedingungen erzielten Ergebnisse führten zur Festlegung einiger Zusammenhänge zwischen den verfahrenstechnischen Parametern und den vorgesehenen elektrischen Eigenschaften. Sie ermöglichten gleichfalls die Herstellung der betreffenden Produkte, mit der entsprechenden Qualität für den Einsatz in der Elektronik und Elektrotechnik.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 68—72

DK : 669.018

Isac, Mihaiela: **Metallographische Ansichten zum Gefüge der für Lagerschalen vorgesehenen Legierungen**

Die Arbeit spiegelt einige spezifische metallographische Ansichten betreffs der Antifriktionslegierungen für die Herstellung von rumänischen Lagerschalen wieder.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 73—76

DK : 669.21 : 621.785.533

Socolescu, Ana, Vişan, Sanda und Botez, Ligia: **Goldförderung mittels von Zyanid- und Chlor-Basis Methoden**

Es werden die Zyanid- und Chlor-Basis Methoden der für die Goldförderung vorgesehenen Rohstoffe analysiert. Als Rohstoff werden Erze, Pyritaschen, sowie der aus der Kupferelektrolyse entstammende Schlamm eingesetzt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 77—78

DK : 669.131.622

Munteanu, Al.: **Einige Beobachtungen zum Einfluss der grundlegenden metallischen Masse des Roheisens mit Kugelgraphit auf der Stellung der kritischen Umwandlungspunkte im festen Zustand**

In der vorliegenden Arbeit werden einige Verdeutlichungen betreffs den Umwandlungen aus dem Gusseisen mit Kugelgraphit mit verschiedenen Gefügen der grundlegenden metallischen Masse, aber mit derselben chemischen Zusammensetzung, dargestellt.

Es wird nicht nur die dilatometrische Methode, sondern auch die Methode der nacheinanderfolgenden Härtung angewandt. Beide Methoden weisen nach Verschiebungen der Umwandlungspunkte auf der Temperaturskala hin. Anhand den Ergebnissen werden einige Schlussfolgerungen zum Einfluss der Vorhärtung auf den Umwandlungen die während der nachfolgenden Erwärmung stattfinden, dargestellt. Es wird eine gewisse Symbolisierung der kritischen Punkte angegeben.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 79—83

DK : 621.744.56

Sabău, Teodora: **Mathematisches Modell zur Wechselwirkung der gemeinsamen Seite: Legierung-Giessform**

In der vorliegenden Arbeit wird ein thermodynamisches Modell zur Wechselwirkung, was die gemeinsame Seite: Legierung-Giessform betrifft, dargestellt. Mittels des o.g. Modells werden die Istwerte der Zusammensetzung der gasförmigen Phase, die während des Giessens und der Erstarrung der Legierung stattfinden und die eine entscheidende Rolle spielen, erzielt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 84—86

DK : 669.13 : 661.98

Chira, I.: **Einsatzmöglichkeiten des Stickstoffs als Legierungselement für Gusseisen**

Es wird der Stand der Einführungstechnologie des Stickstoffs im Gusseisen analysiert und die Ergebnisse der Erforschungen im Bereich der Erhöhung des Assimilierungsgrads des legierten Gusseisens dargestellt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 87—91

DK : 621.745.34 : 662.69

Mănescu, I. und Gnandt, F.: **Wärmerückgewinnung aus den Feuergasen aus dem Kupolofen**

Es werden die wichtigsten Winderhitzerarten, die Art in welcher sie die Rückgewinnung der Wärme beeinflussen, sowie die Wärmebilanz des Kupolofens analysiert.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p 92—96

SOMMAIRE

CD : 662.741.3 : 621.79.025

Forizs, Şt, Răducea, Nicoleta, Bostan, Violeta, Kovacs, K. et Ciubucă, L. : **Le dégraissage des charges de cokéfaction**

Par l'analyse du dégraissage en tant que phénomène complexe, on souligne l'importance de l'autodégraissage et du degré réel de dégraissage pour les composants individuels, de même que pour un mélange complexe de cokéfaction. L'omission de ce phénomène mène à l'impossibilité du calcul préalable correcte de la qualité du coke métallurgique et à la production d'un coke métallurgique de qualité supérieure.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 53—59

CD : 662.749.2 : 669.162.16

Barca, F., Penu, Anca, Ileana, Potcoavă, Aurelia et Crăciun, Tatiana : **Possibilités d'utilisation du coke métallurgique roumain aux fours à chaux**

On analyse les caractéristiques chimiques et techniques du coke utilisé aux fours à chaux.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 60—63

CD : 669.18 : 621.771.22

Ene, P. et Popescu, T. : **Contributions à l'optimisation des conditions de solidification et de segrégation dans les lingots en acier calmé**

L'article présente les résultats expérimentaux obtenus à la coulée de l'acier calmé en lingotière à géometrie optimisée, projetée à partir des résultats de l'analyse par modelage mathématique du processus de solidification et de ségrégation.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 64—67

CD : 621.778.1

Stănescu, I., Stegăroiu, M., Marcu, P., Dinescu, Maria, Lăzărescu, S. : **Facteurs technologiques pour la fabrication des fils minces en alliage CuMn3 utilisés aux résisteurs bobinés**

L'article présente les résultats des recherches effectuées afin d'établir les facteurs technologiques pour la fabrication des fils minces (∅0,3—0,1 mm) en alliage CuMn3 à résistivité $\rho = 0{,}100-0{,}140\frac{\Omega.mm^2}{m}$ et le coefficient de température de la résistence électrique $\alpha \leqslant + 500 \times 10^{-6}$ % C.

Les données expérimentales obtenues à la suite de l'étude des variations de la composition chimique et des conditions de traitement thermique ont conduit à la détermination de certaines relations entre les paramètres technologiques et les caractéristiques électriques.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 68—72

CD : 669.018

Isac, Mihaiela : **Aspects métallographiques de la structure des alliages pour coussinets**

L'article présente les aspects métallographiques des alliages antifrictions pour coussinets.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 73—76

CD : 669.21 : 621.785.533

Socolescu, Ana, Vişan, Sanda et Botez, Ligia : **Extraction de l'or par des méthodes de cyanuration et de chloruration**

On analyse les conditions de cyanuration et de chloruration des matières premières pour l'extraction de l'or. En tant que matière première on utilise les minerais, les centres de pyrite, le schlamm provenant de l'électrolyse du cuivre.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 77—78

CD : 669.131.622

Munteanu, Al. : **L'influence de la structure de la masse métallique de base de la fonte à graphite nodulaire sur les points critiques de transformation en état solide**

L'auteur analyse les transformations qui ont lieu dans les fontes à graphite nodulaire à différentes structures de la masse métallique de base ayant la même composition chimique.

On applique la méthode dilatométrique de même que la méthode de la trempe succesive, méthodes qui indiquent le déplacement des points de transformation à l'échelle des temperatures. A partir des résultats obtenus, l'auteur tire des conclusions concernant l'influence de la trempe effectuée au préalable sur les transformations qui ont lieu au rechauffage ultérieur, tout en établissant une certaine symbolisation des points critiques.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 79—83

CD : 621.744.56

Săbău, Teodora : **Modèle mathématique de l'interaction à l'interface alliage — moule**

L'auteur présente un modèle thermodynamique de l'intéraction à l'interface alliage-moule à l'aide duquel on obtiennent les valeures réelles de la composition de la phase gazeuse formée au cours de la coulée et de la solidification de l'alliage.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 84—86

CD 669.13 :661.98

Chira, I. : **Possibilités d'utilisation de l'azote en tant qu'élément d'alliage pour les fontes coulées**

On analyse le stade des technologies d'insufflation de l'azote en fonte et on présente les résultats des recherches effectuées afin d'augmenter le degré d'assimilation de l'azote dans les fontes alliées.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2. p. 87—91

CD : 621.745.34 : 662.69

Mănescu, I. et Gnandt, T. : **La récupération de la chaleur des gaz brulés de cubilot**

On analyse les principaux types de récupérateurs de chaleur, leur influence sur la récuperation de la chaleur de même que le bilan de chaleur du cubilot.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 92—96

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 662.741.3: 621.79.025

Фориш, Ш., Рэдучеа, Николета, Бостан, Виолета, Ковачь, К. и Чюбукэ, Л: **Вопросы по обезжириванию коксующихся шихт**

Анализом обезжиривания как комплексное явление подчеркивается важность понятия автообезжиривания и реальной ст пени обезжиривания как для индивидуальных компонентов, так и для комплексхой коксующей смеси. Пренебрежение этого ведет к невозможности правильного сметного расчета качества металлургического кокса и к производству соответственного металлургического кокса.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 53—59

ДК: 662.749.2: 669.162.16

Барка, Ф., Пену, Анка, Илиана, Поткоавэ, Аурелия и Крэчюн, Татьяна: **Возможность применения румынского металлургического кокса в известковых печах**

Анализированы технико-химические характеристики кокса, используемого в известковых печах.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 60—63

ДК : 669.18: 621.771.22

Ене, П. и Попеску, Т.: **Соображения по оптимизации условий затвердевания и ликвациив слитках спокойной стали**

В работе представлены полученные экспериментальные результаты при разливке спокойной стали в слитках с оптимизирирующей геометрией, проектирующей на основе результатов анализа математического моделирования процесса затвердевания и ликвации.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 64—67

ДК: 621.778.1

Стэнеску, И., Стегэрою, М., Марку, П., Динеску, Мария, Лэзэреску, С.: **Технологические факторы при изготовлении тонких проволок из сплава CuMn3 для катушек сопротивления**

Представлены результаты проведенных исследований по установлению технологических факторов для производства тонких проволок (∅0,3—0,1 мм) из сплава CuMn3 с удельным сопротивлеинем $\rho = 0{,}100 - 0{,}140 \frac{\Omega \cdot мм^2}{м}$ и температурным коэффициентом электрического сопротивления $\alpha \leqslant + 500 \times 10^{-6}$°C.

Полученные экспериментальные данные после изучения изменений химического состава и условий термообработки привели к установлению соотношений между технологическими параметрами и электрическими характеристикам и введению в производство соответственных изделий.

Metalurgia 42 (1990) nr. 2, p. 68—72

ДК: 669.018

Исак, Михаела: **Металлографические аспекты по структуре сплавов для вкладышей**

Работа представляет специфические металлографические аспекты антифрикционных сплавов для вкладышей.

Metalurgia 42 (199n), nr. 2, p. 73—76

ДК: 669.21: 621.785.533

Соколеску, Ана, Вишан, Сандаи Ботез, Лиджия: **Золотодобыча методами цианирования и хлорирования**

Анализированы условия цианирования и хлорирования сырья для золотодобычи. Сырьем используются руда, пиритные огарки, шлам электролиза меди.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 77—78

ДК: 669.131.622

Мунтеану, Ал.: **Соображения по влиянию структуры основной металлической массы чугуна с шаровидным графитом на положение критических точек превращения в твердом состоянии**

В работе уточняются превращения, происходящиеся в чугунах с шаровидным графитом с различными структурами основной металлической массы, но при том же химическом составе.

Применяют как дилатометрический метод, так и последовательный, оба метода указывая перемещение точек превращения по температурной шкале. На основе результатов выводятся заключения по влиянию предварительной закалки на превращения, имеющих место при последующем нагреве и избирается определенная симболизация критических точек.

Metalurgia 42 (1990) nr. 2, p. 79—83

ДК 621.744.: 56

Сэбэу, Теодора: **Математическая модель взаимодействия при поверхности раздела сплав-литейная форма**

В работе представлена термодинамическая взаимодействия при поверхности раздела сплав-литейная форма, с помощью которой получены фактические значения состава газовой фазы, зарождающая при разливке и затвердевании сплава и играющая решительную роль в упомянутых процессах.

Metalurgia 42 (1990) nr. 2, p. 84—86

ДК: 669.13: 661.98

Кира, И.: **Возможности использования азота как легирующий элемент для чугунных отливок**

Анализируется этап технологий введения азота в чугун и представлены результаты собственных исследований по увеличению степени азотоусвоения в легированных чугунах.

Metalurgia 42(1990), nr. 2, p. 87—91

ДК: 621.745.34: 662.69

Мэнеску, И. и Гнандт, Ф.: **Регенерация тепла из горючих газов, отходящих из вагранки**

Анализированы основные типы рекуператоров тепла, способ при котором эти влияют регенерацию тепла и баланс тепла вагранки.

Metalurgia 42 (1990), nr. 2, p. 92—96

METALURGIA 2

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE 1990

Ing. Şt. Forizs şi ing. Nicoleta Răducea
C.S.H. – C.C.P.H.
ing. Violeta Bostan, ing. K. Kovacs
şi sing. L. Clubucă
C.S.H. – U.C.C.

Probleme privind degresarea şarjelor de cocsificare în condiţiile creşterii complexităţii acestora

CZ : 662.741.3 : 621.79.025

După cum se ştie, în procesul de piroliză a cărbunilor în general şi la cocsificarea clasică în special, au loc transformări concomitente între fazele solide, lichide şi gazoase atît la componenţii individuali, cît şi la amestecuri în ansamblu. Se vorbeşte despre degresare fără a-i atribui importanţa cuvenită. În condiţiile cocsificării huilelor de gaz Lupeni, problema degresării cu semicocs PLDL putea fi rezolvată simplu, datorită caracterului de concentrat vitritic al cărbunilor din Valea Jiului. Pe măsura lărgirii tipurilor de cărbuni utilizaţi, problema degresării corecte a şarjei de cocsificare a devenit tot mai grea, rezolvarea ei necesitînd reanalizarea fenomenelor care au loc în procesul de degresare.

Degresarea – fenomen complex

La început, pentru cocsificare s-au folosit numai huilele clasice de cocs, cu un randament de materii volatile de cca 25% la masa combustibilă care, cocsificate în mod individual, au permis obţinerea unui cocs tridimensional cu rezistenţă ridicată. În cazul unui adaos de huile cu proprietăţi apropiate de huila de cocs de bază, noţiunea de degresare s-a limitat la formarea amestecului de cocsificare cu 25 $\pm$ 1% materii volatile. În figura 1 se redă variaţia rezistenţei mecanice a cocsului, în funcţie de creşterea randamentului de materii volatile la cărbunii individuali [1].

Ulterior, o dată cu apariţia teoriei privind structura macromoleculară a cărbunilor, s-a conturat mai precis şi noţiunea de degresare, considerîndu-se că, într-un amestec de huile cu nuclee aromatice de mărime diferită şi lanţuri laterale de complexitate diferită, degresarea optimă se consideră atunci cînd se realizează echilibrul structural dintre valenţele eliberate în procesul de piroliză şi posibilităţile de legare a acestora în procesul de condensare-compactare [2].

O asemenea interpretare a primit un suport teoretic concret atunci cînd, prin analiza petrografică pe microlitotipi şi analiza petrografică cantitativă prin reflectanţa vitrinitului, s-a stabilit rangul de carbonificare a cărbunilor individuali. S-a constatat practic că, dintre microlitotipi, numai vitrinitul şi exinitul au proprietăţi de aglutinare-cocsificare, eventual şi o parte de semifuzinit, dar numai la anumiţi cărbuni. S-a constatat că activitatea de piroliză a acestor microlitotipi variază în funcţie de rangul de carbonificare. După ce s-a demonstrat practic că randamentul de materii volatile nu este un criteriu aditiv în cazul unui amestec policomponent, singurul criteriu pentru aprecierea rangului de carbonificare a rămas reflectanţa vitrinitului, iar materiile volatile constituie un criteriu practic care, în condiţiile industriale, determină rangul de carbonificare în prima aproximaţie, dar numai în cazul unor huile cu compoziţie petrografică

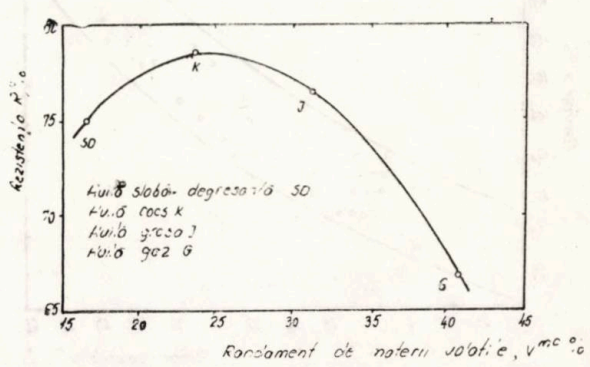


Fig. 1. Dependenţa rezistenţei cocsului de randamentul de materii volatile [1]

constantă şi cu un conţinut predominant al vitrinitului.

Din rezultatele practice privind cocsificarea huilelor individuale, obţinute la C.S.H. [3] (fig. 2), s-a constatat că rezistenţa mecanică maximă şi roaderea minimă se obţin la cărbunii care au reflectanţa medie a vitrinitului între 1,10 şi 1,30%. Nici aceste date şi nici interpretările teoretice care se pot face pe baza lor nu sînt suficiente pentru formarea unei reţete complexe cu degresare optimă, deoarece curbele prezentate în figura 2 redau rezistenţele obţinute în caz concret din cărbunii individuali utilizaţi la uzina cocsochimică Hunedoara, fără a intra în amănunte privind compoziţia lor petrografică calitativă şi prezenţa în cărbunii respectivi a componenţilor activi şi inerţi.

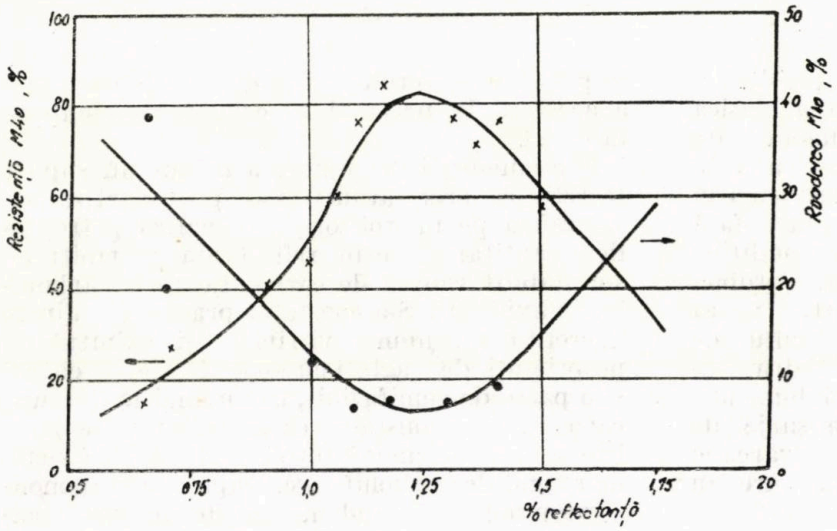


Fig. 2. Variaţia rezistenţei cocsului M_{40} şi M_{10} cu creşterea reflectanţei huilelor individuale; x — M_{40}; O — M_1

În condiţii industriale, mult timp s-a considerat că degresarea unui amestec se manifestă prin schimbarea contracţiei semicocsului în faza de trecere de la semicocs la cocs, în procesul de piroliză. În urma unor cercetări sistematice efectuate în această direcţie, s-a constatat că această contracţie a semicocsului nou format creşte pe măsura scăderii rangului de carbonificare şi, în prima aproximaţie, este în funcţie de creşterea randamentului de materii volatile al cărbunilor supuşi cocsificării (fig.3) [4].

În acelaşi timp s-a considerat că modificarea dimensiunilor liniare ale bucăţilor de cocs şi apariţia tensiunilor interne depind în mare măsură de contracţie, pentru că aceasta este un rezultat al micşorării masei şi al compactării materialului cărbunos la încălzirea în continuare la temperaturi înalte. Contracţia puternică poate duce la dezechilibrarea macro- şi microstructurii cocsului şi la apariţia fisurilor care duc la scăderea rezistenţei mecanice la rece şi la cald.

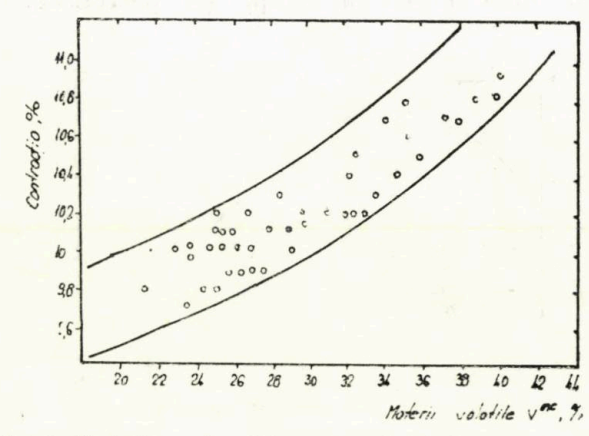


Fig. 3. Variaţia contracţiei semicocsului la trecerea în cocs, în funcţie de materiile volatile ale cărbunilor

În figura 4 [4] se prezintă datele privind fisurarea cocsului în funcţie de contracţie, fisurarea minimă fiind în domeniul contracţiei

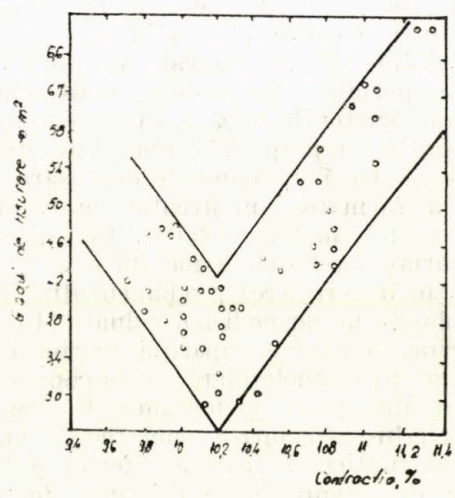


Fig. 4. Dependenţa gradului de fisurare a cocsului de contracţia cocsului

de 9,8—10,2%, ceea ce, conform figurii 3, corespunde materiilor volatile de 24—26% (adică tocmai în zona huilelor clasice de cocs). Toate aceste consideraţii se referă la cocsificarea clasică, la încărcarea în vrac şi se bazează pe observaţii empirice, fără o analiză amănunţită.

Pentru a cunoaşte mai bine fenomenul de degresare, trebuie analizaţi şi alţi factori privind: comportarea la piroliză a microlitotipilor; rolul materialelor minerale; influenţa pregătirii cărbunilor asupra degresării.

Autodegresarea ca factor determinant pentru aprecierea calităţii cărbunilor

Dezvoltarea teoriei degresării este de neconceput fără utilizarea datelor privind analiza petrografică cantitativă şi calitativă, deoarece proprietăţile petrografice sînt singurele criterii privind calitatea cărbunilor individuali în amestecurile complexe (numai după aceste criterii este aditivă).

Utilizarea petrografiei în alcătuirea corectă a structurilor de reţetă şi a antecalculului calităţii cocsului are diferite aspecte, în funcţie de criteriile folosite:

1 — metoda cea mai simplă, care se bazează pe calculul reflectanţei şarjei după reflectanţa componenţilor individuali cu tendinţa de a realiza reflectanţa optimă de 1,1—1,3% (fig. 2);

2 — metoda sovietică şi anglo-saxonă care, pe lîngă reflectanţa vitrinitului, ţine seamă şi de participarea componenţilor activi şi inerţi la cărbunii individuali, precum şi de unele proprietăţi tehnologice;

3 — metode complexe la care, pe lîngă reflectanţa vitrinitului, participarea componenţilor activi şi inerţi şi proprietăţile tehnologice, se ţine seamă şi de condiţiile de pregătire şi cocsificare, care pot modifica substanţial rezultatele.

În cazurile 2 şi 3, elementul principal al metodei constă în determinarea corectă a participării componenţilor activi şi inerţi, iar raportul numeric al acestor componenţi apare sub forma raportului de degresare, care de fapt determină gradul de autodegresare.

În literatura de specialitate se arată că pentru fiecare treaptă de carbonificare (treaptă de vitrinit) există un raport optim de degresare:

$$rDo = \frac{CAo}{CIo} \qquad (1)$$

în care:

rDo este raportul optim de degresare; CAo — componenţii activi la participarea optimă; CIo — componenţii inerţi la participare optimă.

Diferenţa în modul de determinare a raportului optim de degresare constă în aceea că şcoala anglo-saxonă, după normele ASTM, determină raportul optim de degresare direct, fără a ţine seamă de proprietăţile tehnologice diferenţiate ale huilelor (tab. 1), iar după GOST se determină raportul optim de degresare diferenţiat pentru diferite grade de activitate chimică a componentului activ, în funcţie de proprietăţile tehnologice chiar în domeniul aceleiaşi trepte de vitrinit şi în final în funcţie de gradul de reducere a componentului respectiv (tab. 2).

În figura 5 este redată variaţia raportului optim de degresare, în funcţie de reflectanţa vitrinitului după ASTM, curba I, şi pentru trei trepte de grad de reducere sau activitate chimică, după GOST, curbele II_1—II_2 şi II_3, pentru activităţi chimice de 0,8; 1,0 şi 1,2. Diferenţe mari între cele două metode sînt numai la cărbunii cu reflectanţa mare a vitrinitului (peste 1,4%).

În condiţiile practice se determină raportul real de degresare după relaţia:

$$rDr = \frac{CAr}{CIr} \qquad (2)$$

unde: rDr este raportul real de degresare; CAr — componenţii activi reali; CIr — componenţii inerţi reali.

Această valoare indică gradul de autodegresare a unui component individual sau a unei şarje complexe în ansamblu. Gradul real de degresare, calculat pe baza determinărilor com-

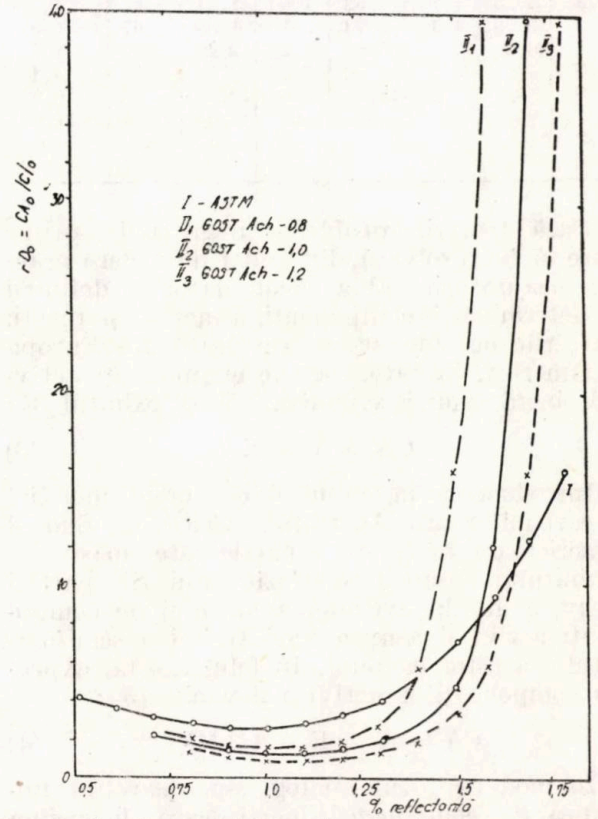


Fig. 5. Variaţia raportului optim de degresare în funcţie de reflectanţa vitrinitului

plete a compoziției petrografice atît la un component individual, cît și la o șarjă complexă, comparat cu valorile corespunzătoare ale raportului optim de degresare din tabelele 1 și 2 sau figura 5, permite să se stabilească măsurile care trebuie luate pentru realizarea unei șarje echilibrate.

Tabelul 1

Raportul optim de degresare după școala anglo-saxonă

T_iV	CA/CI	T_iV	CA/CI	T_iV	CA/CI	T_iV	CA/CI
V_4	4,3	V	2,8	V_{12}	3,2	V_1	9,5
V_5	3,8	V	2,6	V_{13}	4,0	V_1	12,3
V_6	3,5	V_{10}	2,4	V_{14}	5,2	V_1	14,8
V_7	3,1	V_{11}	2,7	V_{15}	7,0		

Tabelul 2

Raportul optim de degresare pentru huile la diferite grade de reducere după școala sovietică

$I.R_0$ vitrinit, %	RAPORTUL OPTIM CA/CI LA DIFERITE GRADE DE REDUCERE						
	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0	1,1	1,2
0,7	—	—	—	2,60	2,28	2,10	—
0,8	—	2,90	2,10	1,82	1,65	1,54	1,45
0,9	2,80	2,10	1,73	1,52	1,41	1,35	1,30
1,0	2,70	2,00	1,68	1,50	1,40	1,34	1,30
1,1	2,90	2,12	1,70	1,50	1,40	1,34	1,30
1,2	4,20	2,70	1,93	1,64	1,51	1,42	1,35
1,3	9,50	4,30	2,74	2,10	1,80	1,67	1,59
1,4	30,0	12,00	5,60	3,20	2,40	2,12	1,99
1,5	∞	35,00	16,00	7,30	4,70	3,70	3,40
1,6	—	∞	48,00	25,00	12,00	7,70	6,00
1,7	—	—	—	∞	46,00	30,00	21,00
1,8	—	—	—		∞	∞	∞

Dacă teoretic problema degresării optime pare să fie rezolvată, din punct de vedere practic neajunsurile abia încep, datorită definirii și determinării componenților activi și inerți. În țările cu siderurgie dezvoltată din Europa și America, în categoria de componenți activi CA intră numai vitrinitul V și exinitul E:

$$CA = V + E \qquad (3)$$

Introducerea în circuitul economic mondial a cărbunilor din Australia, Africa de Sud și America de Sud, cu o participare masivă a fuzinitului F sau a semifuzinitului SF parțial activ, a dus la extinderea noțiunii de componenți activi și asupra unei treimi a semifuzinitului acestor cărbuni. În felul acesta, expresia componenților activi a devenit [5]:

$$CA = A + E + 1/3\ SF \qquad (4)$$

În mod cu totul analog, s-a dezvoltat noțiunea de componenți inerți care, în prima fază a dezvoltării, a cuprins numai componenții petrografici inerți de natură organică, din grupa fuzinitului F:

$$CI = F \qquad (5)$$

A doua etapă a acestei dezvoltări a constat în considerarea unei părți a fuzinitului, respectiv a semifuzinitului, drept component activ, conform relației (4), deci numai restul de semifuzinit drept component inert:

$$CI = F + 2/3\ SF \qquad (6)$$

În ambele cazuri, raportarea s-a efectuat la masa organică a huilei respective, fără a ține seamă de conținutul de cenușă sau de substanțele minerale. Explicația constă în aceea că inițial s-au folosit numai cărbuni cu conținut redus de cenușă, sub 6% la masa anhidră, substanțe minerale singenetice repartizate uniform în masa cărbunoasă, care cu greu pot fi eliminate prin metodele obișnuite de spălare. Practica industrială a arătat însă că substanțele minerale, chiar în proporții mici, au o mare importanță asupra comportării cărbunilor la piroliză, deoarece reprezintă un component inert propriu, de existența căruia trebuie să se țină seamă. În felul acesta, noțiunea de componenți inerți s-a extins și asupra conținutului de materii minerale MM:

$$CI = F + 2/3\ SF + MM \qquad (7)$$

Cercetările recente au inclus în lista substanțelor inerte și microcomponenții de tip Micrynit Mi [6], ceea ce a modificat relația (7):

$$CI = F + 2/3\ SF + Mi + MM \qquad (8)$$

Cu această relație, pentru stabilirea componenților inerți, se pare că în țările puternic industrializate au tost încheiate cercetările urmărind apropierea teoriei degresării de condițiile reale de cocsificare și de alcătuire a unor rețete complexe.

Problema nu s-a rezolvat prin aplicarea acestei relații acceptate pe plan mondial la condițiile particulare din următoarele motive:

— caracterul de concentrat vitritic natural al cărbunilor din Valea Jiului mărește rolul vitrinitului în procesul de piroliză, indiferent de rangul de carbonificare a acestora;

— creșterea conținutului de cenușă cu mult peste cele 6 procente admise în general în încercările efectuate modifică rolul substanțelor minerale în procesul de degresare în ansamblu și de autodegresare în special. Acest lucru este cu atît mai important, cu cît crește conținutul de substanțe minerale secundare, care au o altă comportare la piroliză decît cenușa singenetică (5—6 procente admise). Relația devine necompatibilă dacă conținutul de cenușă depășește 8,6%;

— necesitatea utilizării la cocsificarea clasică a cărbunilor necocsificabili de rang inferior

din Valea Jiului, cu participarea vitrinitului cu reflectanța R_0 sub 0,550%, modifică noțiunile de componenți activi și inerți în cazul acestor cărbuni [7]. Este de remarcat faptul că, în țările cu siderurgie dezvoltată, nu se utilizează la fabricarea cocsului clasic cărbunii cu reflectanța medie a vitrinitului R_0 sub 0,600%. Faptul că în România s-a coborît această restricție la R_0 0,550 % se datorează tocmai caracterului de concentrat vitritic al cărbunilor din Valea Jiului.

După cum rezultă din figurile 6 și 7 [8], vitrinitul acesta de rang inferior trece în semicocs foarte activ, înainte ca huila ameliorantă sau huila ameliorant-degresantă să treacă în faza plastică și, de aceea, se comportă ca un component inert propriu, dar suplimentar. Din acestă cauză, relațiile privind componenții activi și cei inerți se modifică în felul următor :

$$CA = V + E + 1/3\ SF - V_{<0,550} \quad (9)$$

$$CI = F + 2/3\ SF + Mi + V_{<0,550} + MM \quad (10)$$

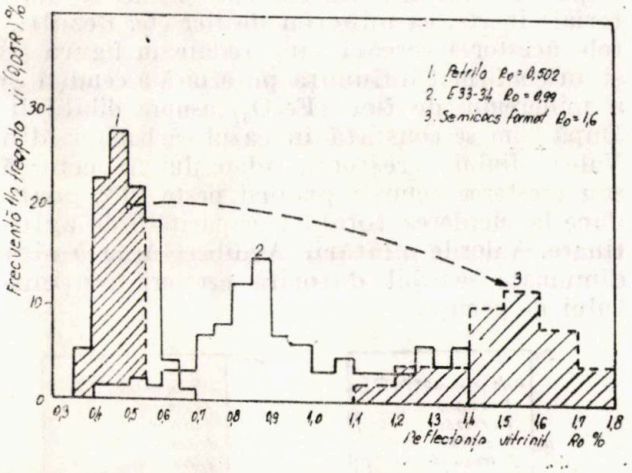


Fig. 6. Reflectograma cărbunilor Petrila în amestec cu huila E 33—34 și a semicocsului care s-a format în vitrinit inferior

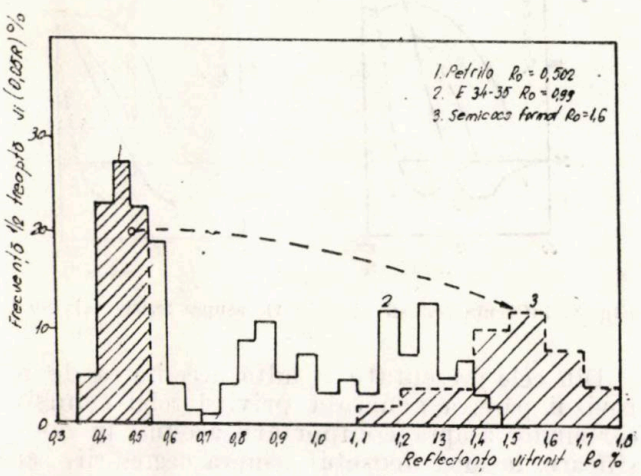


Fig. 7. Reflectogramele cărbunilor Petrila în amestec cu huila E34—35 și a semicocsului care s-a format din vitrinit inferior

În cazul concret al cărbunilor necocsificabili de la preparațiile Coroiești și Petrila, cantitățile de vitrinit de rang inferior fiind de cca 25, respectiv cca 33%, relațiile pentru componenții activi și inerți vor fi :

$$CA = V + E + 1/3\ SF - (1/4 - 1/3)\ V \quad (11)$$

$$CI = F + 2/3\ SF + Mi + (1/4 - 1/3\ V) + MM \quad (12)$$

Vitrinitul de rang inferior (R_0 sub 0,550%) trece în procesul de piroliză din cărbunii cu 40—45% V^{mc} în semicocs activ, dar inert din punct de vedere al aglutinării, cu un randament de materii volatile de 15 — 20% V^{mc}. Transformarea vitrinitului de rang inferior în semicocs are loc prin degajare intensă de materii volatile, la temperaturi relativ scăzute, materii volatile care nu iau parte activă în procesul de piroliză a amestecului de cocsificare în ansamblu, deci inutile din acest punct de vedere și, prin urmare, consumatoare de energie în proces.

O asemenea modificare a compoziției componenților activi și inerți modifică, în mod corespunzător atît gradul optim, cît și gradul real de degresare. Modificarea este atît de puternică, încît la un amestec de cocsificare, în care participarea amestecului de cărbuni de la preparația Coroiești este de 15%, iar cea a amestecului de la preparația Petrila este de 5%, șarja comportîndu-se ca un amestec complex și avînd cca 2% materii volatile mai puțin decît media calculată prin aditivitate. Dacă în aceste condiții se formează o șarjă considerată optimă, cu un randament de materii volatile de 26—27% V^{mc}, datorită gradului de autodegresare prea puternic al cărbunilor de la preparațiile Coroiești și Petrila, cauzat de semicocsul format din vitrinitul de rang inferior, șarja respectivă se va comporta ca o șarjă prea degresată, cu un conținut real de 23—24% V^{mc}, ducînd la obținerea unui cocs friabil și puțin rezistent, mai ales la indicele de roadere.

Din cele prezentate rezultă că gradul real de autodegresare și stabilirea corectă, de la caz la caz, a noțiunii de component activ și component inert au o importanță hotărîtoare asupra aprecierii calității cărbunilor destinați cocsificării și asupra antecalculului calității cocsului metalurgic. Prin apariția nedorită dar reală a semicocsului format chiar în procesul de pirolíză din vitrinitul de rang inferior, se consumă faza plastică a huilei de bază sau a huilelor ameliorante din import, iar în ansamblu, echilibrul real dintre valențele eliberate și posibilitățile de legare a acestora se deplasează în direcția supradegresării, cu consecințe negative asupra calității cocsului.

Rolul materialelor minerale din cărbunii din Valea Jiului în procesul de degresare

În condiţiile exploatării industriale, în unele cocserii nu se ţine totdeauna seamă de rolul substanţelor minerale din cărbuni în procesul de piroliză şi nici de influenţa lor negativă asupra fenomenelor de degresare. În felul acesta, conţinutul de substanţe minerale (cenuşa) nu figurează ca un criteriu clar, eliminatoriu, de alcătuire a şarjei, de aceea efectul direct al acestuia asupra proceselor de aglutinare şi cocsificare nici nu este sesizat sau este neglijat.

Influenţa negativă a creşterii substanţelor minerale de la cenuşa fin dispersată, singenetică, în procente de 5—6%, la conţinutul de 8,6 şi mai ales peste acest procentaj, este aşa de mare încît poate duce la modificarea comportării cărbunelui individual şi a amestecului în ansamblu. Efectul negativ al creşterii conţinutului de cenuşă este cu atît mai mare, cu cît se asociază mai mult cu utilizarea în cantitate mai mare a cărbunilor necocsificabili de rang inferior.

Avînd în vedere că în procesul de piroliză materialele minerale singenetice MM_{sing} se comportă cu totul diferit faţă de materialele minerale secundare MM_{sec}, în cazul cărbunilor în general şi în cazul cărbunilor cu un conţinut mare de cenuşă din Valea Jiului în special, noţiunea de componenţi inerţi ar trebui modificată în funcţie de aceste două forme de substanţe minerale:

$$CI = F + 2/3\ SF + Mi + V_{<0,550} + MM_{sing} + MM_{sec} \quad (13)$$

Prezenţa mare a materialelor minerale secundare modifică atît participarea componenţilor inerţi, cît şi gradul real de degresare a componentului şi şarjei.

În legătură cu influenţa celor două tipuri de substanţe minerale şi comportarea lor la cocsificare trebuie subliniate următoarele:

— substanţele minerale singenetice în cărbunii din Valea Jiului sînt prezente sub formă de carbargilit, minerale argiloase fin dispersate în masa de vitrinit şi pirită tot fin dispersată, greu separabile prin metodele obişnuite de spălare. Aceste substanţe minerale într-o masă cărbunoasă fără inertinit organic (ca în cazul cărbunilor din Valea Jiului) se comportă ca degresant, dar cu un grad de degresare mult mai mare decît în cazul fuzinitului propriu.

Prezenţa substanţelor minerale în granule fine modifică gradul de aglutinare, mai ales în faza plastică, deoarece blochează capacitatea de înglobare a fazei plastice atît a cărbunelui propriu, cît şi a fazei plastice a huilelor de cocs, cu caracter ameliorant;

— substanţele minerale secundare în cărbunii din Valea Jiului reprezintă concreşteri de şisturi bituminoase de la acoperişul sau culcuşul zăcămîntului, bucăţi de steril şi substanţe minerale introduse ulterior în stratul de cărbune şi în momentul exploatării acestuia. Comportarea acestor materiale minerale în procesul de piroliză şi efectul lor asupra formării cocsului depinde de doi factori esenţiali:

— compoziţia şi activitatea lor chimică, fie ca simplu degresant inert, fie ca un catalizator al anumitor procese care au loc în procesul de piroliză-cocsificare;

— granulaţia lor iniţială şi după prelucrare mecanică, care determină posibilitatea de amestecare uniformă cu masa cărbunoasă de bază, în cazul în care gradul lor de măcinare este suficient de avansat, sau crearea de centre de fisuri în cazul în care nu este posibilă măcinarea lor suficient de fină şi rămîn sub formă de granule de peste 3 mm [9].

Pentru a arăta influenţa cenuşii asupra proprietăţilor de aglutinare, Longe şi colaboratorii [10] au amestecat la o huilă grasă cu 27,5 %V^{mc} şi la o huilă de gaz cu 34,4 % V^{mc} (denumirile după DIN), cenuşă de cărbuni şi diferite materiale inerte, ca minereu de fier etc. Rezultatele acestor încercări sînt redate în figura 8 şi au confirmat influenţa puternică a cenuşii şi a minereului de fier (Fe_2O_3) asupra dilatării. După cum se constată în cazul cărbunilor din Valea Jiului, creşterea adaosului de cenuşă sau creşterea cenuşii proprii peste 10% poate duce la pierderea totală a capacităţii de aglutinare. Valorile dilatării Audibert Arnu *b* sînt diminuate sensibil datorită creşterii conţinutului de cenuşă.

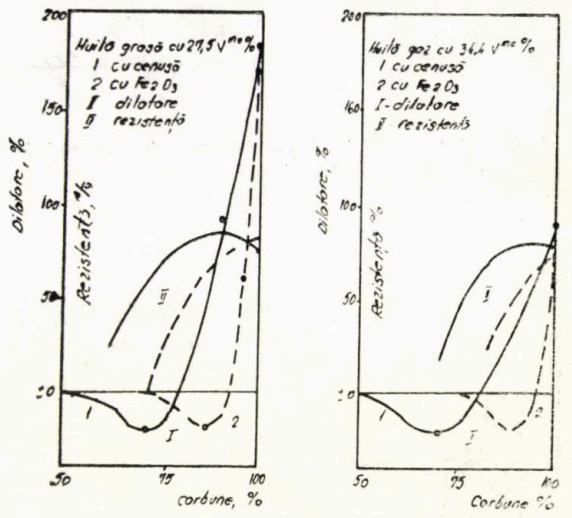


Fig. 8. Influenţa cenuşii şi a Fe_2O_3 asupra rezistenţei cocsului

Din cele prezentate rezultă necesitatea de a revizui părerea generală privind rolul cenuşii cărbunilor asupra comportării acestuia la cocsificare, în mod deosebit asupra degresării, şi de a se adînci cercetările aplicate la şarjele de cocsificare bazate pe cărbunii din Valea Jiului.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * *Metode noi de pregătire și cocsificare a cărbunilor.* Moscova, Ed. Nauka, 1964.

[2] Forizs, Șt. *Particularitățile cocsificării huilelor tinere.* În: Metalurgia, R.S.R., 20, 1968, nr. 1, p. 670—674.

[3] Forizs, Șt. *Cercetări privind microstructura cocsului metalurgic produs la UCC—CSH și corelarea cu comportarea cocsului în furnal.* Simp. C.S.H.—C.C.P.H., 1981.

[4] * * * *Tehnologia fabricării cocsului.* Moscova, Ed. Metallurg, 1962.

[5] Schapiro, N., Gray, R. Y. *Utilizarea petrografiei cărbunilor în producția de cocs.* În: J. Inst. Fuel, Anglia, vol. 37, 1964, p. 234—242.

[6] Wasilewski, P. K., Najzarek, E. *Metode de determinare a calității huilelor.* În: Koks, Smola, Gaz, R.P.P., 1983, nr. 6, p. 109—117.

[7] Forizs, Șt. *Lărgirea bazei de materii prime prin creșterea participării huilelor tinere din Valea Jiului în șarja de cocsificare prin procedeul clasic.* În: Metalurgia, R.S.R, 34, 1982, nr. 7, p. 349—361.

[8] Forizs, Șt. *Analiza comportării în condiții de laborator a unor amestecuri binare de cărbuni Petrila cu huile ameliorante import.* Simp. C.S.H., 1986.

[9] Mazur, M. *Modul de pregătire a cărbunilor, problemă esențială pentru lărgirea bazei de materii prime.* În: Metalurgia, R.S.R., 35, 1985, nr. 7, p. 335—339.

[10] Lange, W., Radmacher, W., Vierneisel, H. *Importanța metodei dilatometrice pentru determinarea capacității de cocsificare. III. Influența cărbunilor inerți și a substanțelor minerale.* În: Brennstoff-Chemie, R.F.G., 43, nr. 2, p. 39—45.

REVISTA REVISTELOR

Steel Times International, Anglia, Nr. 3, 1989

Fontă obținută de firma Iscor prin procedeul Corex, p. 12 —Transformarea furnalelor în vederea reducerii costurilor de elaborare a fontei, p. 15—Carbura de fier — o sursă de fier economică, p.18— Furnalul clasic și tehnologiile de reducere directă și de reducere cu topire,p.22— Procedeul de reducere cu topire HIsmelt, p. 26—Primul laminor de benzi la cald de la Fairfield, America de Nord, alimentat 100% cu sleburi turnate continuu, p. 28 —Utilizarea oțelului prelucrat termomecanic, p. 33— Perfecționarea oțelurilor silicioase texturate pentru transformatoare, p. 34— Producerea de tablă din oțel silicios la firma Dofasco, Canada, p. 36—Reducerea pierderilor în miezul de transformatoare prin iradiere cu flacără cu plasmă, p. 38; Decarburarea în vid a oțelului electrotehnic silicios, p. 40—Oțeluri electrotehnice cu grăunți neorientați, p. 42—Întîrzieri mari în punerea în funcțiune a Combinatului siderurgic de la Visakhapatnom, India, p. 48—Progrese recente în tehnologia cuptorului electric cu arc, p. 51.

Steel Times International, Anglia, nr. 4, 1989

Firma Kobe Steel își diversifică activitatea pentru a putea satisface cerințele beneficiarilor, p. 14—Firma NKK are o nouă orientare pentru viitor, p.18— Firma Nippon își diversifică activitatea, p. 24—Oțeluri de rulmenți cu conținuturi mai scăzute de oxigen produse de firma Sanyo Special Steel Co., p. 26— Firma Kawasaki își diversifică activitatea, p. 28—Producția de oțel brut a S.U.A. în 1989 o poate egala pe cea din 1988 însă profiturile vor fi mai mici, p. 32—Avantajele sistemului cu sublance în cazul elaborării oțelului în convertizorul cu oxigen, p.36—Procedeele Klöckner de elaborare a oțelului cu utilizarea oxigenului și a combustibililor fosili, p. 39 —Oțel inoxidabil prin insuflare combinată, p. 42—Răcirea convertizoarelor LD utilizînd ceață cu aer, p.46— Firma Sicartsa a pus în funcțiune instalația de metalurgie în oală, p. 52—Cîteva din perfecționările tehnice care vor fi prezentate la Expoziția anuală a fontei și oțelului de la Pittsburg, p. 53—Sistemul de automatizare utilizat la minioțelăria Crawfordsville, p. 62.

ISIJ International, Japonia, nr. 9, 1989

Prima parte a revistei cuprinde o serie de articole referitoare la materialele ceramice:

Evaluarea tenacității la rupere a materialelor ceramice, p. 717— Efectul măcinării asupra rezistenței azoturii de siliciu presate la cald, p. 726—Fabricarea de Si_3N_4 prin aglomerare / presare izostatică la cald, p. 734—Condiții optime de aglomerare / presare izostatică la cald pentru fabricarea Si_3N_4 cu rezistență înaltă, p. 740—Evoluția microstructurii și a creșterii grăunților în aliajele $ZrO_2—Y_2O_3$, p. 746—Studii termogravimetrice asupra reoxidării materialelor prereduse la temperaturi înalte, p.753— Un model matematic pentru distribuția granulometrică la încărcarea cu clopot în furnal, p. 761—Influența morfologiei grafitului asupra formării retasurilor la fonta cu grafit nodular turnată în formă metalică, p. 771—Oboseala la frecare a oțelurilor de înaltă rezistență pentru lanțurile de ancoră în apa de mare, p. 781— Determinarea echilibrului α/γ în porțiunea bogată în fier a sistemului Fe—Mn—Al, p. 788— Progrese înregistrate de materialele de construcție utilizate în industria grea în ultimii 30 de ani și tendințe viitoare, p. 799—Evaluarea acoperirilor de Al_2O_3 și TiN pe aliaj XR Hastelloy în condiții de mediu agresive p. 793.

Posibilităţi de utilizare a cocsului metalurgic românesc la cuptoarele de var

Dr. ing. F. Barca
şi ing. Anca Ileana Penu
Institutul Politehnic Bucureşti
ing. Aurelia Potcoavă şi chim. Tatiana Crăciun
I.C.P.C.M.Z.S.D. Fundulea

CZ : 662.749.2 : 669.162.16

Cuptoarele de var cu cocs au în prezent o utilizare restrînsă în industria zahărului unde au o dublă funcţiune : producerea varului şi obţinerea de bioxid de carbon, legate de tehnologia de producere a zahărului din sfeclă, prin procedeul calcar-carbonic. Ele au fost proiectate şi construite pentru a utiliza cocsuri inertinitice, cu reactivitate mai scăzută, bine cocsificate şi aglutinate. Acest cocs a fost procurat din import, însă în prezent a devenit deficitar şi s-a pus problema înlocuirii lui cu cocs produs în ţară.

Pentru a putea asigura buna funcţionare a cuptoarelor de var, au fost studiate în paralel caracteristicile cocsului de import şi cele ale unor loturi de cocs indigen, obţinut la următoarele cocserii : C. S. Reşiţa, C. S. Călan, C. S. Galaţi, C. S. Călăraşi. Caracteristicile analizate au fost : conţinutul de umiditate, de cenuşă, de materii volatile ; densitatea reală ; porozitatea, temperatura de aprindere ; viteza de ardere ; carboxireactivitatea ; structura microscopică.

Astfel, pentru cocsul de import, procurat din R. P. Polonă, caracteristicile chimico-tehnice determinate sînt prezentate în tabelul 1. În figurile 1—3 sînt prezentate cîteva aspecte microstructurale caracteristice pentru cocsul din import studiat.

Fig. 1. Cocs de import din R. P. Polonă cu anizotropie florală şi medie de curgere (centru) şi punctiform fin (pe margini)

Din datele prezentate reiese conţinutul redus de umiditate şi cenuşă, o degazare foarte avansată, însoţită de densitate reală mare. În paralel cu aceasta, carboxiraectivitatea scă-

Tabelul 1

Caracteristicile chimico-tehnice ale cocsului din import

Caracteristici	Simbol	U.M.	Valoare
Umiditate	W^a	%	0,4
Cenuşă	A^{anh}	%	11,4
Materii volatile	Vm^3	%	0,5
Densitate reală		g/cm^3	1,846
Porozitate	P	%	52,7
Carboxireactivitate	—	$cm^3/g \cdot s$	0,341

Fig. 2. Cocs de import din R. P. Polonă cu anizotropie punctiformă în general şi izotrop topit (dreapta), cu porozitate redusă

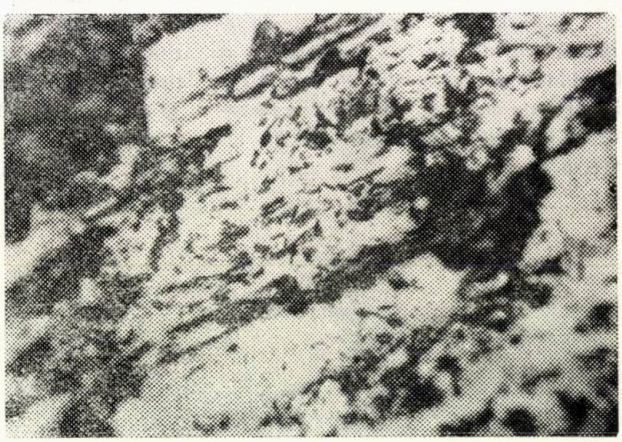


Fig. 3. Cocs de import din R. P. Polonă, semifuzinit izotrop (centru), cocs izotrop impregnat cu argilă (jos şi sus), şi cu porozitate fină dezvoltată

Tabelul 2

Caracteristicile microstructurale ale cocsului din import

Caracteristici	Total, %, vol	Raportat la cocs și la pori, %, vol
Izotrop :	15,8	52,5
— topit (vitrinit)	10,7	35,6
— netopit (inertinit)	5,1	16,9
Cocs reactiv anizotrop :	12,8	42,4
— punctiform	6,0	19,0
— mozaic	5,2	17,3
— floral și de curgere	1,6	5,2
Cocs nereactiv : argilă	1,4	4,8
pirită	0,2	0,4
Porozitate totală :	69,8	100,0
— sub 20 microni	0,2	0,3
— între 20 și 100 microni	9,1	13,1
— între 100 și 500 microni	40,7	58,3
— peste 500 microni	19,8	28,3

zută, viteza de ardere relativ scăzută și temperatura de aprindere foarte mare indică un cocs puțin reactiv, foarte bine cocsificat. Aceste ultime caracteristici sînt explicate și de analiza microstructurală care pune în evidență preponderența unui cocs izotrop (52%) cu cca 17% inertinit, precum și o mare participare a anizotropiei pe suprafețe mici (punctiform și mozaic fin, cca 35%). Porozitatea totală este totuși foarte mare (cca 53%, respectiv 68% volum), dar datorită preponderenței porilor cuprinși între 100 și 500 de microni (58% din pori), suprafața disponibilă pentru reacția cu

Fig. 4. Cocs metalurgic obținut la C. S. Reșița, fuzinit izotrop cu celulele impregnate parțial cu argilă

gazele (O_2 și CO_2) este relativ scăzută. Această porozitate mare dublată de proporția mare de cocs izotrop explică viteza de ardere, ceva mai mare decît normal, dacă se ține seamă de gradul de cocsificare indicat de temperatura de aprindere și de conținutul de materii volatile.

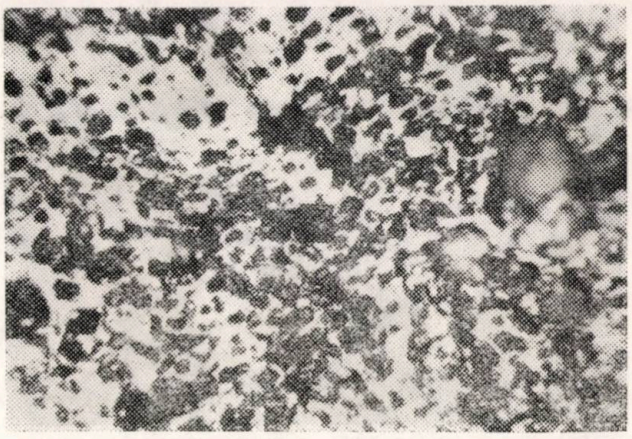


Fig. 5. Cocs metalurgic C. S. Călan, cu anizotropie mozaic și punctiformă, alături de cocs izotrop (stînga jos), porozitate mare, formată din pori medii

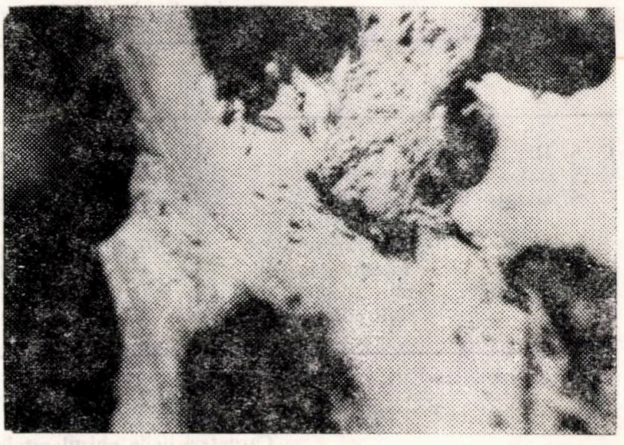


Fig. 6. Cocs metalurgic C. S. Galați, cea mai mare parte izotrop topit, de curgere (stînga jos), cu inertinit izotrop (centru sus) și cu porozitate medie

Fig. 7. Cocs metalurgic C. S. Galați, cu anizotropie florală (dreapta și centru sus), mozaic (stînga) și cu semicocs izotrop (în centru); sistem interpori dezvoltat

În cele ce urmează sînt prezentate caracteristicile cocsurilor indigene. Astfel, în tabelul 3 sînt prezentate caracteristicile chimico-tehnice, în tabelul 4 caracteristicile de ardere, iar

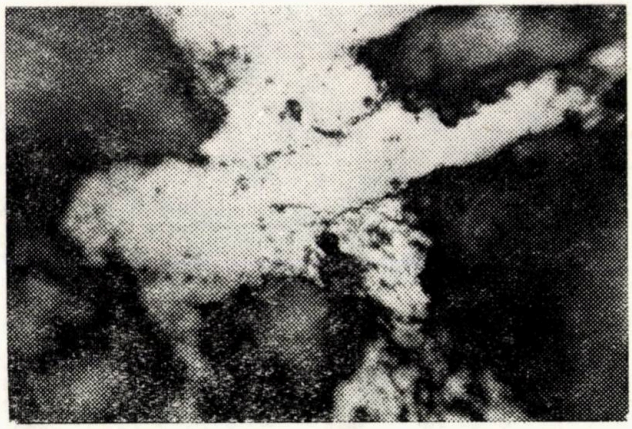


Fig. 8. Cocs metalurgic folosit la C. S. Călăraşi, slab cocsificat, majoritar izotrop, doar în centru şi jos mozaic, cu porozitate mare

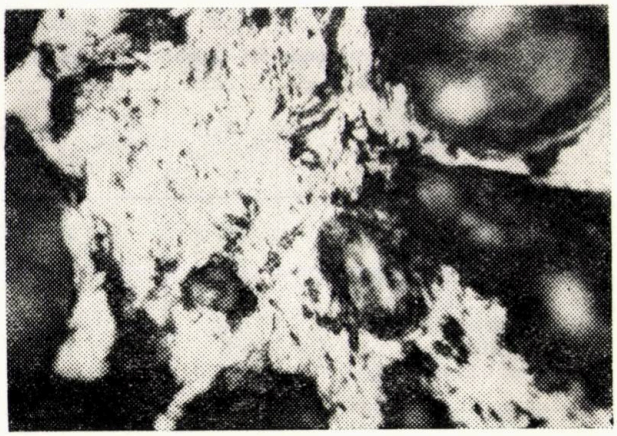


Fig. 9. Cocs metalurgic folosit la C. S. Călăraşi, bine cocsificat, cu anizotropie mozaic mare şi porozitate medie

Tabelul 3

Caracteristicile chimico-tehnice ale cocsurilor indigene

Proba de cocs		W_t^a, %	A^{anh}, %	V^{mc}, %	g/cm³	P, %	CO_2/Cx, cm³/g·s
C. S. Reşiţa		0,5	13,6	3,2	1,898	45,5	0,357
C. S. Călan		2,7	12,7	4,7	1,874	38,0	0,412
C. S. Galaţi :	— mărunt	1,7	13,5	2,1	1,875	64,7	0,438
	— turnătorie	0,4	11,8	2,9	1,793	40,6	0,392
	— metalurgic (1)	0,8	12,0	2,3	1,842	42,8	0,423
	— metalurgic (2)	1,4	11,8	1,7	1,789	47,4	0,419
C. S. Călăraşi :	— bine cocsificat	1,2	11,0	0,6	1,793	47,7	0,371
	— slab cocsificat	3,0	11,3	1,1	1,732	45,1	0,410

Tabelul 4

Caracteristicile chimico-tehnice ale cocsurilor indigene

Caracteristici	Cocsurile indigene							
	C.S. Reşiţa	C. S. Călan	C. S. Galaţi	C. S. Galaţi	C. S. Galaţi		C. S. Călăraşi	
			mărunt	turnătorie	met. 1	met. 2	bine cocsificat	slab cocsificat
Temperatura de aprindere, °C	515	480	430	520	500	500	470	470
Viteza de ardere, mg/min.	1,818	1,828	1,918	2,318	1,866	1,850	1,885	1,918

în tabelul 5 caracteristicile microstructurale ale cocsurilor indigene. În figurile 5—10 sînt prezentate aspecte microstructurale caracteristice, observate la cocsurile indigene.

Din corelarea rezultatelor prezentate reiese faptul că reactivitatea cocsurilor atît faţă de bioxidul de carbon, cît şi faţă de oxigen, parametru care condiţionează utilizarea lor la cuptoarele de var, este o sinteză ponderată a unui număr mare de caracteristici şi nu poate fi evidenţiată direct printr-o singură determinare. Astfel, reactivitatea este condiţionată pe de o parte de raportul dintre cocsul anizotrop (slab reactiv) şi cocsul izotrop (mai reactiv) şi, pe de altă parte, de gradul de pirogenare (cocsul izotrop puternic pirogenat pierde din reactivitate), de forma, de mărimea şi volumul porilor, de compoziţia şi structura masei anorganice. În general, cocsurile care prezintă deficienţe ale aglutinării şi cocsificării sînt şi reactive şi puţin rezistente mecanic.

La utilizarea cocsului bine cocsificat s-au obţinut rezultate comparabile cu cele obţinute la utilizarea cocsului de import. La utilizarea cocsului slab cocsificat s-a înregistrat o scădere a producţiei de var cu 12,5%, concomitent cu scăderea purităţii soluţiilor de zahăr cu 4%. Pe de altă parte, pentru menţinerea acestor para-

Tabelul 5

Caracteristicile microstructurale ale cocsurilor indigene

Proba		C. S. Reşiţa		C. S. Călan		C. S. Galaţi								C. S. Călăraşi		C. S. Călăraşi	
						mărunt		turnătorie		metalurgic		metalurgic		bine		slab	
	Caracteristica													cocsificat		cocsificat	
		total	Cx şi pori	total	Cx şi pori	total	Cx şi pori	total	Cx şi pori	total	Cx şi pori	total	Cx şi pori	total	Cx şi pori	total	Cx şi pori
Cocs reactiv	Izotrop :	10,8	29,8	16,1	40,4	14,6	47,2	12,1	38,4	17,7	42,6	16,9	36,7	4,6	15,3	14,3	41,8
	— topit (V)	3,3	9,2	10,3	26,3	11,6	37,6	8,9	23,9	11,2	26,8	14,4	31,3	1,2	3,8	9,1	26,5
	— netopit (I)	7,5	20,6	5,6	14,1	3,0	9,6	3,2	8,7	6,5	15,8	2,5	5,4	3,8	11,5	5,2	15,3
	Anizotrop	23,1	33,8	21,7	54,6	11,8	11,1	23,0	31,5	21,5	52,0	26,3	57,1	24,3	77,6	18,4	53,7
	— punctiform	20,8	57,4	6,7	16,9	1,9	6,1	7,7	20,6	6,3	15,1	8,7	18,8	17,8	60,0	9,1	26,7
	— mozaic	1,8	4,9	10,9	27,3	6,8	21,8	9,8	25,5	12,1	29,2	8,7	19,0	4,9	15,6	6,6	16,1
	— floral şi curgere	0,5	1,3	4,1	10,4	4,1	13,2	5,8	15,4	3,2	7,7	8,8	19,3	0,7	2,0	3,7	10,9
Cocs nereactiv	Argilă	2,4	6,4	1,4	3,4	3,0	9,7	2,0	5,2	2,0	4,9	2,3	4,9	2,2	7,1	1,4	4,1
	Pirită	0,0	0,0	0,6	1,6	0,7	2,0	0,3	0,9	0,2	0,4	0,6	1,3	0,0	0,0	0,0	0,0
	Porozitatea totală	33,7	—	30,2	—	69,1	—	62,6	—	58,5	—	53,9	—	68,9	—	65,9	—
	— sub 20 microni	1,2	1,8	3,1	5,2	0,0	0,0	2,0	3,2	0,7	1,2	2,7	5,0	0,9	1,3	1,3	2,0
	— între 20 şi 100	8,6	13,5	12,8	21,3	12,1	17,5	17,4	27,7	15,2	26,0	11,8	21,9	9,7	14,1	14,9	22,6
	— între 100 şi 500	14,0	39,1	33,6	55,7	33,0	48,0	33,6	53,7	31,3	53,5	32,1	59,5	37,3	54,1	39,9	60,6
	— peste 500	9,9	15,6	10,7	17,8	23,4	33,9	9,6	15,2	11,3	19,3	7,3	13,6	21,0	30,5	9,8	14,8

metri în limitele normale, a fost necesară o cantitate de cocs cu 15% mai mare.

Deşi cercetările privind calitatea şi structura cocsului au fost efectuate în totalitate, s-a propus o caracterizare numai prin metode prevăzute în standardele de calitate pentru cocs, pentru a putea fi efectuate cu uşurinţă determinările necesare în orice uzină producătoare, precum şi la beneficiar. Caracteristicile propuse mai jos asigură un consum specific de cocs de 9% faţă de calcar, cu menţinerea producţiei corespunzătoare de var şi cu menţinerea purităţii soluţiilor de zahăr.

Condiţiile tehnice de calitate sînt următoarele :

— umiditatea totală, w_t^i, %, max. 4,0 ;
— umiditatea higroscopică, w_h^a, %, max. 1,0 ;
— materiile volatile la cocs anhidru, V^{anh}, %, max. 1,0 ;
— cenuşa la cocs anhidru, A^{anh}, %, 10,0 ;
— porozitatea, %, min., 42,0 ;
— granulaţia, %, min, 10—60 mm ;
— indicii MICUM de : — rezistenţă, M_{40}, %, min. 75,0 ;
— roadere, M_{10}, %, max. 8,0 ;
— aspectul : gri metalizat fără porţiuni acoperite cu fum.

Concluzii

Din analiza rezultatelor obţinute s-a constatat că este necesară o carboxireactivitate scăzută (cca 0,3 $cm^3/g \cdot s$), o temperatură de aprindere cît mai ridicată (min. 500 °C), cu viteză de ardere de max. 1,9 mg/min. Acestea se înregistrează la cocsurile preponderent anizotrope, bine aglutinate şi bine cocsificate, puternic degazate (sub 1,0% materii volatile) şi cu densitate reală mai mare de 1,85 g/cm^3. Un rol important îl are porozitatea cocsului, care trebuie să fie de minimum 42%, cu preponderenţa masivă a porilor de dimensiuni cuprinse între 100 şi 500 microni (cca 60% din pori). La aceste condiţii se adaugă şi necesitatea unui conţinut redus de umiditate (sub 1,0%) şi de cenuşă (sub 10,0%), precum şi o granulaţie de 10—60 mm, în proporţie de 95% şi o bună rezistenţă mecanică dată de indicii MICUM cu valori M_{40} de min. 75% şi M_{10} de max. 8%.

BIBLIOGRAFIE

[1] Blum, I., Ştefănescu, I. *Tehnologia combustibililor, solizi şi cocsificarea cărbunilor.* Bucureşti, Ed. Didactică şi pedagogică, 1970.

[2] * * * *Enciclopedia de chimie.* Bucureşti, vol. II, 1986 ; vol. III, 1987.

Contribuții asupra optimizării condițiilor de solidificare și segregare în lingourile din oțel calmat

Ing. P. Ene și mat. T. Popescu
ICEM

CZ : 669.18 : 621.771.22

Randamentele de laminate bune caracterizează eficiența practicii tehnologice și reprezintă un obiectiv permanent de îmbunătățiri în structura fabricației și procedeelor de lucru.

Nivelurile realizate, pe plan mondial, variază de la sub 75% pînă la peste 90%, în funcție de specificul producției, de stadiul dotărilor (în special instalații de turnare continuă, introducerea la încălzire și laminare a semifabricatelor turnate continuu fără răcire și ajustare etc.) și de standardul de asigurare materială și tehnologică. În condițiile turnării lingourilor, procedeu cu pondere încă mare în siderurgia românească (peste 60%), pe lîngă măsurile tehnologice și organizatorice care trebuie luate la elaborarea oțelurilor, o atenție deosebită trebuie acordată turnării (utilajului și practicii de turnare), urmărindu-se reducerea șutajului și îmbunătățirea calității oțelului turnat. Fără a se neglija influența celorlalți factori (materiale de turnare — forme, dimensiuni, calitate, parametri de turnare etc.) o atenție deosebită a fost acordată proiectării lingourilor, avînd în vedere următoarele: conicitatea lingoului (C, %); raportul înălțime lingou / diametrul mediu, H/Dm, și corelarea volumului maselotei (V mas.) (fig. 1); secțiunea optimă a lingotierei, astfel încît să

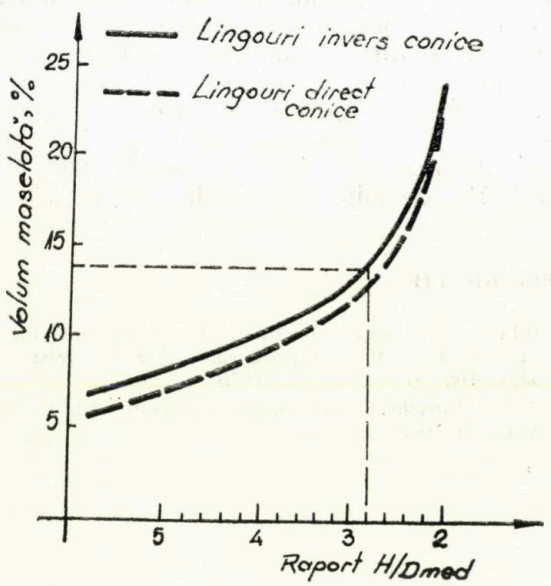


Fig. 1. Corelația dintre volumul maselotei și raportul H/Dmed

se asigure reducerea tensiunilor termice în crusta primară a lingoului; profilarea corectă a piciorului, în vederea reducerii șutajului de picior (fig. 2).

În funcție de tipul de oțel turnat, gradul de svelteță, H/Dm poate lua următoarele valori: 2,8—3,5 pentru lingouri de 5—8 t din oțel carbon; 2,8—3,3 pentru oțeluri aliate. Pentru formatul experimental s-a adoptat un raport H/Dm egal cu 3,3.

Conicitatea lingoului are influență însemnată atît asupra calității macrostructurii, cît și asupra localizării retasurii. Pe baza recomandărilor din literatură [1] s-a adoptat o conicitate bilaterală de 8%.

Forma piciorului lingoului este în relație nu numai cu macrostructura zonei respective, ci și cu calitatea suprafeței și, în consecință, cu mărimea șutajului de picior al lingoului. Literatura de specialitate [2] scoate în evidență influența razei de racordare a piciorului lingoului asupra nivelului șutajului de picior și a calității lingoului. Dacă pentru o rază de racordare a piciorului de 95 mm șutajul de picior este de ~3%, acesta scade la ~ 1,5% pentru o rază de racordare a piciorului de ~ 500 mm.

Profilul piciorului lingoului experimental s-a determinat prin calcul, pe baza relației [3]:

$$Di = \frac{4K_s D_s}{K_i}\sqrt{\frac{h}{H+h-x}}, \text{ mm} \qquad (1)$$

unde:

Di este diametrul (latura) la partea inferioară a lingoului, într-o secțiune aflată la distanța x de talpa lingoului;
Ki — coeficientul de solidificare a lingoului în partea inferioară, cm/min. 0,5;
Ds — diametrul la partea superioară a lingoului, mm;
H — înălțimea corpului lingoului, mm;
h — înălțimea maselotei, mm;
x — înălțimea de amplasare (față de talpa lingoului) a secțiunii studiate, mm;
Ks — coeficientul de solidificare la partea superioară a lingoului, cm/min. 0,5.

Raporturile caracteristice ale lingoului de format vechi, utilizat în prezent, și ale celui nou sînt prezentate în tabelul 1.

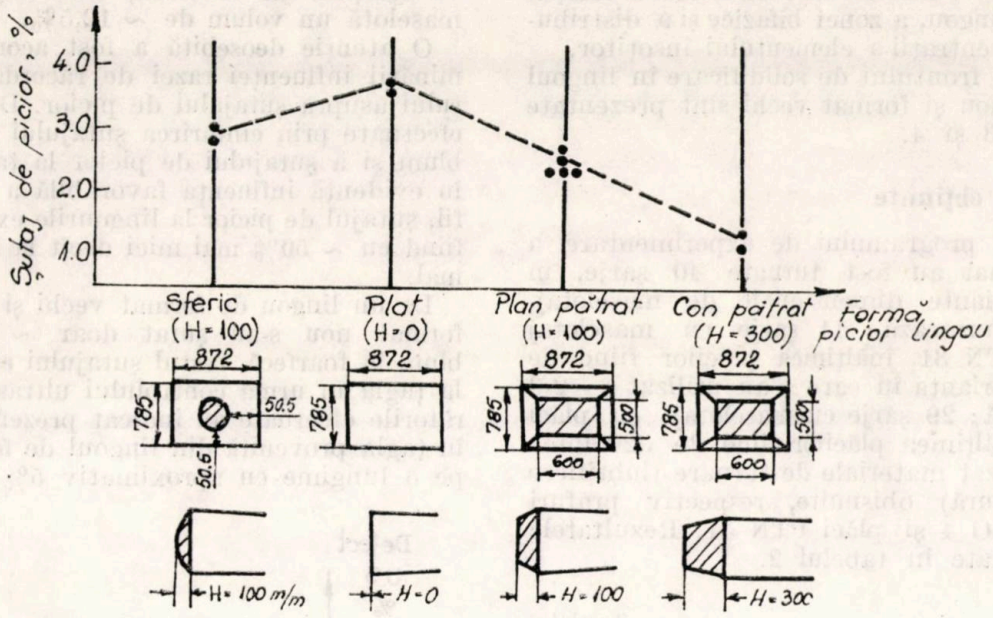


Fig. 2. Relația dintre forma părții inferioare a lingoului și procentul de șutaj la laminorul de blumuri (lingou de10 t)

Tabelul 1

Caracteristicile lingoului de format nou și vechi

Formatul lingoului	C, %	H/Dm	V_{mas}, %	Rp, mm	Obs.
Vechi	6,25	2,81	10,40	200	lingotieră cu fețe plane; lingotieră cu fețe convexe; săgeata egală cu 10 mm
Nou	8,0	3,30	12,5	900	

Formatul nou proiectat a fost verificat prin calcul, pe baza modelării matematice a procesului de solidificare și segregare.

Avînd la bază rezolvarea ecuației de transfer termic, a ecuației fracției lichide și a mișcării fluidului interdendritic și luînd în calcul date referitoare la oțel (conținutul de carbon, conținutul de sulf, temperatura lichidus, temperatura solidus, temperatura de turnare), lingotieră (material, dimensiuni, caracteristici fizice) și materiale de turnare (caracteristicile dimensionale, densitatea, conductibilitatea termică, consumul specific, puterea calorică etc.), modelul matematic permite determinarea la fiecare moment de timp, pînă la solidificare, a: distribuției de temperatură în lingou,

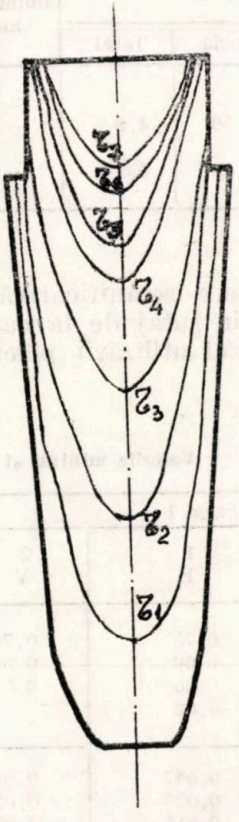


Fig. 3. Evoluția frontului de solidificare în lingoul de format nou

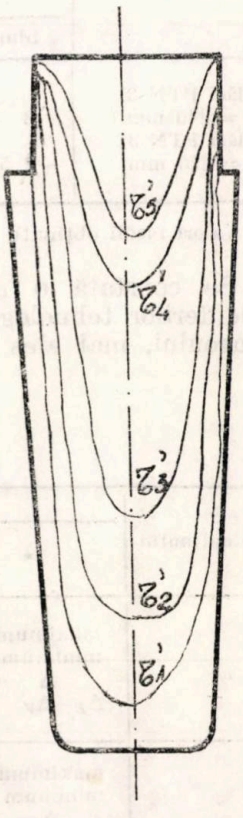


Fig. 4. Evoluția frontului de solidificare în lingoul de format vechi

a distribuţiei vitezelor de modificare a temperaturii în lingou, a zonei bifazice şi a distribuţiei de concentraţii a elementului însoţitor.

Evoluţiile frontului de solidificare în lingoul cu format nou şi format vechi sînt prezentate în figurile 3 şi 4.

Rezultate obţinute

În cadrul programului de experimentare a noului format au fost turnate 40 şarje, în diverse variante dimensionale de maselotaj, după cum urmează: 11 şarje cu maselotaj cu plăci PTN 31, înălţimea plăcilor fiind de 240 mm; varianta în care s-au utilizat ~ 2/3 din maselotă; 29 şarje cu maselotaj cu plăci PTN 31, înălţimea plăcilor fiind de 320 mm.

S-au utilizat materiale de turnare (lubrifiere şi antiretasură) obişnuite, respectiv prafuri LUB 9, ARO 4 şi plăci PTN 31. Rezultatele sînt prezentate în tabelul 2.

Tabelul 2

Rezultatele obţinute în urma experimentării noului format de lingou

Varianta de maselotaj	Diferenţa dintre şutajul lingoului experimental şi şutajul la lingoul vechi*			
	capul, %			piciorul blumului, mm
	blum	ţagla	total	
Plăci PTN 31 h = 240 mm	−3	−1,50	−4,5	−50
Plăci PTN 31 h = 320 mm	−2,5	−4,0	−6,5	−65

* Valori medii obţinute

Se constată o diminuare semnificativă a pierderilor tehnologice prin şutaj de la capul lingoului, mai ales în cazul utilizării plăcilor cu înălţime de 320 mm, care asigură pentru maselotă un volum de ~ 12,5%.

O atenţie deosebită a fost acordată determinării influenţei razei de racordare a piciorului asupra şutajului de picior. Determinările efectuate prin cîntărirea şutajului de picior la blum şi a şutajului de picior la ţagla au scos în evidenţă influenţa favorabilă a noului profil, şutajul de picior la lingourile experimentale fiind cu ~ 50% mai mici decît la lingoul normal.

La un lingou de format vechi şi la unul de format nou s-au şutat doar ~ 450 mm de blum la foarfecă, restul şutajului efectuîndu-se la ţagla în urma controlului ultrasonic. Măsurătorile efectuate au indicat prezenţa retasurii în ţagla provenită din lingoul de format vechi pe o lungime cu aproximativ 5% mai mare

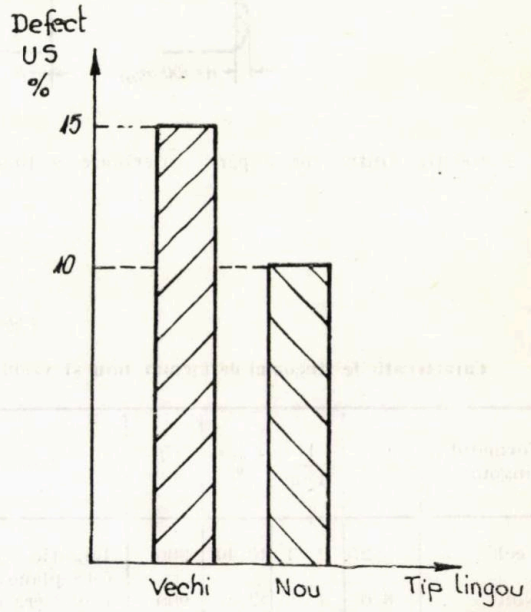


Fig. 5. Intinderea zonei cu defecte US în ţagla de Ø 80 mm din lingou de format vechi şi lingou de format nou

Tabelul 3

Valorile minime şi maxime ale conţinutului de C şi S

Conţinutul	Şarja 1			Şarja 2		Şarja 3	
	*	1 E	2 V	3 E	4 V	5 E	6 V
C, %	maximum	0,75	0,74	0,73	0,73	0,44	0,44
	minimum	0,69	0,66	0,64	0,63	0,37	0,35
	Δ	0,06	0,08	0,09	0,10	0,07	0,09
	$\Delta_E - \Delta_V$	−0,02		−0,01		−0,02	
S, %	maximum	0,047	0,047	0,042	0,048	0,042	0,039
	minimum	0,036	0,032	0,032	0,033	0,028	0,037
	Δ	0,011	0,015	0,010	0,015	0,014	0,012
	$\Delta_E - \Delta_V$	−0,004		−0,005		+0,002	

* E — lingou experimental; V — lingou de format vechi

decît cea depistată pe ţagla provenită din lingoul experimental (fig. 5).

Investigaţiile de macrostructură făcute pe şaibe provenite din ţagă, prelevate din zone caracteristice lingoului, cap, mijloc şi picior, au scos în evidenţă influenţa favorabilă a noului format asupra calităţii macrostructurii pe toată înălţimea lingoului, prin diminuarea zonelor afectate de pătratul de segregaţie, eliminarea fisurilor care apar pe ţagla de picior, şi asigurarea unei compactităţi mai bune a lingoului. Pe şaibele intermediare (poziţiile *2*, *3*, *5* şi *6*) s-au efectuat determinări ale conţinutului de C şi S în patru puncte pe diagonala ţaglei (*1* — marginea ţaglei, *2* — 1/8 din diagonală, *3* — 1/4 din diagonala ţaglei, *4* — centrul ţaglei).

Valorile minime şi maxime ale conţinutului de carbon şi sulf determinate sînt prezentate în tabelul 3.

Datele prezentate în tabelul 3 scot în evidenţă faptul că lingoul experimental este mai omogen din punct de vedere al compoziţiei chimice (C şi S).

Rezultatele obţinute pun în evidenţă influenţa favorabilă a geometriei noului format experimentat asupra randamentului la laminare şi a calităţii oţelului. Modelul matematic prezentat constituie un instrument util de determinare prin calcul a evoluţiei parametrilor procesului de solidificare şi segregare în raport cu timpul şi geometria lingoului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Kazacikov, E. A., Dimitriev, A. M., Fodorov, V. A. *Raţionalinie parametrî bliumingovîh slitkov kacestvennoi stali.* În: Iz. Vuz Ciornaia Metallurghia, U.R.S.S., nr. 6, 1987.

[2] Efmov, V. A. *Razlivka i kristalizaţia stali.* Moscova, Metallurghiia, 1976.

[3] Dodin, L. *Izlojniţi dlia slitkov, leghirovannîh stalei.* Moscova, Metallurghizdat, 1963.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 8, 1989

Asimilarea producţiei de aglomerate cu bazicitate ridicată, elaborate în furnal la Combinatul metalurgic Cerepoveţ, p. 4 — Perspectivele reducerii consumului de cocs în furnal prin perfecţionarea parametrilor de suflare, p. 8 — Cercetarea proprietăţilor fizice ale zgurelor din sistemul $CaO-MgO-SiO_2-5\%\ Al_2O_3-2\%\ S-1\%\ MnO-1\%\ FeO-0{,}5\%\ K_2O$ cu adaosuri de combustibil sub formă de praf de cărbune, p. 15 — Utilizarea manganului la elaborarea oţelului, p. 20 — Utilizarea lăncilor la prelucrarea fontei cu conţinut scăzut de mangan în convertizoare de mare capacitate, p. 22 — Fluxurile termice limită de la capul lăncii pentru suflarea oxigenului prin boltă, p. 25 — Maşini curbilinii cu înclinaţie pentru turnarea continuă a semifabricatelor, p. 31 — Creşterea eficienţei elaborării aliajelor refractare pe bază de nichel, p. 32 — Calculul regimului energotehnologic de funcţionare a cuptorului electric cu arc 100I6 în perioada de încălzire a metalului, p. 34—Măsurători electrochimice şi calcule pentru controlul şi conducerea proceselor de elaborare a oţelurilor şi aliajelor, p. 37 — Elaborarea în cuptoare electrice a aliajelor economice aliate cu nichel pentru aparatele electrice de încălzire, p. 40 — Perfecţionarea producţiei de feromangan cu conţinut ridicat de carbon în cuptoare electrice, p. 45 — Sistemul adaptiv de comandă a ritmului de scoatere a sleburilor din cuptoarele laminorului 2 000 de la Combinatul metalurgic Novo-Lipeţk, p. 48 — Estimarea capacităţii bune de matriţare a tablelor laminate la rece din oţel 08Iu după indicele complex F, p. 51 — Reducerea consumului de metal la fabricarea profilelor în L laminate la cald, p. 55 — Asimilarea profilării raţionale a cilindrilor pe linia de laminare la rece 1 300, p. 57 — Sistem optim automatizat de tăiere şi de sortare a ţaglelor pentru ţevi, p. 61 — Fabricarea de ţevi pătrate şi dreptunghiulare pe laminorul de profile a ţevilor, p. 62 — Ţevi pentru cazane din semifabricate turnate continuu din oţel 20, p. 64 — Fabricarea ţevilor bimetalice cu utilizarea ţaglelor din oţel sudate electric, p. 66 — Forme noi de calibre pentru laminarea continuă a ţevilor p. 68 — Perfecţionarea regimului de încălzire prin contact electric a semifabricatului pentru tragere, p. 71 — Intensificarea recoacerii rulourilor de oţel calibrat în cuptoarele de inducţie cu cuvă, p. 74 — Direcţiile de creştere a nivelului de rezistenţă a oţelului carbon cu destinaţie generală, p. 76 — Căi de îmbunătăţire a proprietăţilor fizico-mecanice ale aliajelor de nichel rezistente la temperaturi înalte, p. 81 — Structura sîrmei după trefilarea stimulată electric, p. 87 — Încălzirea oţelului rapid pulverulent înaintea extrudării, p. 90 — Probleme ale conducerii progresului tehnico-ştiinţific în întreprinderi, p. 92 — Probleme ale optimizării şi automatizării conducerii în uzine, p. 95 — Perspectivele dezvoltării cuptoarelor cu camere de recirculaţie, p. 98 — Compoziţie fondantă nouă pentru îndepărtarea lichidă a zgurei din cuptoarele adînci de încălzire, p. 101 — Utilizarea căldurii gazelor arse de la cauperele furnalelor, p. 103 — Tehnologia cu deşeuri puţine de tratament al metalului înaintea zincării la cald, p. 104.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 19, 1989

Procedeul CBF de elaborare a fontei pe bază de cărbune, p. 901 — Rezultatele metalurgice ale utilizării unui cuptor oală în oţelăria electrică, p. 905 — Agitarea prin fund în cuptorul electric cu arc, prin insuflarea gazelor inerte, p. 911 — Sistem de măsurare cu reprezentare grafică pentru mărimi electrice ale cuptoarelor electrice cu arc cu curent trifazat, p. 917 — Insuflarea automată şi descărcarea directă prin procedeul LD, cu utilizarea lăncii de imersie, p. 921 — Utilizarea degazării în oală în combinaţie cu convertizorul LD şi instalaţia de turnare continuă, p. 927 — Instalaţia de tratament al oţelului din oţelăria cu insuflare de oxigen a firmei Hoesch Stahl AG, p. 931.

Particularități de fabricație privind obținerea caracteristicilor electrice la sîrmele din aliaj CuMn3 destinate rezistoarelor bobinate

Dr. ing. I. Stănescu, ing. M. Stegăroiu, ing. P. Mareu și ing. Maria Dinescu
ICEM
fiz. S. Lăzărescu
I.C.P.E.

CZ : 621.778.1

Realizarea sîrmelor subțiri (∅0,3—0,1 mm) necesare industriilor electrotehnică și electronică pentru fabricația rezistoarelor bobinate în gama 0,1—10 Ω și puteri de 0,5—20 W a fost condiționată de obținerea unor valori controlate ale proprietăților electrice. Pentru aliajul CuMn3 recomandat în acest caz, s-au impus valori medii pentru rezistivitate $\rho = 0{,}100-0{,}140\ \Omega\ mm^2/m$ și un coeficient de temperatură al rezistenței electrice $\alpha \leqslant +500 \times 10^{-6}/°C$.

Experimentările legate de introducerea în fabricație a produselor au pus în evidență influența unor factori metalurgici asupra caracteristicilor electrice respective [1].

Cercetările efectuate au urmărit stabilirea unor corelații între mărimile electrice (rezistivitatea și coeficientul de temperatură al rezistenței electrice) și unii factori metalurgici de influență pentru precizarea particularităților de fabricație a sîrmelor din aliaj CuMn3 și încadrarea în condițiile tehnice impuse. În acest sens, s-au cercetat elementele legate de compoziția chimică a aliajului și condițiile de tratament termic implicate în calitatea produselor obținute.

Metoda experimentală

Fluxul tehnologic care a stat la baza experimentărilor cuprinde următoarele faze: elaborare-turnare lingouri — forjare țagle — laminare sîrmă Ø 6—8 mm — trefilare uscată pînă la Ø 1,1 mm — trefilare în emulsie pînă la dimensiunile finale Ø 0,3—0,1 mm. Sînt incluse în flux tratamente termice intermediare, după fiecare serie de trefilare, precum și finale pentru produsele finite.

Ca factori metalurgici de influență asupra caracteristicilor electrice s-au urmărit compoziția chimică și condițiile de tratament termic.

Pentru stabilirea modului de influență a compoziției chimice au fost elaborate șarje experimentale cu conținut variabil de mangan în limitele 2,5—4%, care au fost prelucrate pînă la dimensiunea de Ø 0,5 mm. Determinarea caracteristicilor electrice s-a efectuat la sîrma în stare ecruisată, după trefilarea în emulsie.

Experimentările privind influența tratamentelor termice au fost efectuate în două variante de bază:

— tratament termic static, efectuat pe probe Ø 1,1 mm și Ø 0,5 mm, prin încălzire în cuptor cameră cu rezistențe electrice în domeniul de temperaturi 600—800°C, cu durate variabile de menținere pe palier: 30—180 min pentru Ø 1,1 mm și 5—30 min pentru Ø 0,5mm;

— tratament termic în fir desfășurat în cuptoare cu atmosferă de protecție de hidrogen și/sau azot în domeniul de temperaturi 600—800°C pentru sîrmele Ø 1,1 mm, Ø 0,5 mm, precum și pentru dimensiunile finale (Ø 0,3—0,1 mm) cu viteze de tratament în limitele 5—60 m/min.

Înainte de efectuarea măsurătorilor electrice, probele tratate static, fără atmosfera de protecție, au fost decapate în soluție H_2SO_4 20%.

Rezistivitatea electrică ρ s-a calculat pe baza datelor rezultate din măsurarea la temperatura de 20°C a valorii rezistenței electrice pe un metru liniar Ω/m. Coeficientul de temperatură al rezistenței electrice α s-a calculat prin măsurarea variației de rezistență electrică în intervalul 20—100°C. Determinările au fost efectuate în ulei TR-30 cu o punte Thomson clasa 0,1, cu o celulă de măsură special proiectată și realizată. Pentru ușurința calculelor, toate epruvetele au fost de cîte un metru lungime. La proiectarea celulelor de măsură s-a avut în vedere ca determinările să nu fie afectate de gradienți de temperatură, iar curentul prin probă să nu afecteze rezistența electrică a acesteia. În toate cazurile au fost observate modificări liniare ale rezistenței în funcție de temperatură, motiv pentru care la aflarea coeficientului de temperatură s-a recurs la formula regresiei liniare:

$$R_{(t_0)} = R_{(t_0)}[1 + \alpha_{(t_0)}(t - t_0)] \qquad (1)$$

de unde:

$$\alpha_{(t_0)} = \frac{R_{(t)} - R_{(t_0)}}{R_{(t_0)}(t - t_0)} \qquad (2)$$

în care :

— $R_{(t)}$; $R_{(t_0)}$ sînt rezistenţele electrice între extremităţile lungimii de măsurare a probei, Ω, la temperatura t şi respectiv la temperatura de referinţă t_0 ;

— $\alpha_{(t_0)}$ — coeficientul de temperatură a rezistenţei, $°C^{-1}$, la temperatura de referinţă t_0.

În vederea caracterizării şi interpretării rezultatelor, au fost efectuate studii metalografice prin analize microstructurale şi urmărirea modificărilor de granulaţie după recristalizarea prin tratamentul termic.

Pentru interpretarea rezultatelor şi stabilirea corelaţiei între mărimile electrice măsurate şi factorii metalurgici de influenţă, s-a procedat la prelucrarea statistică a datelor experimentale cu ajutorul unui calculator CORAL 4021.

Rezultatele experimentale

Dintre rezultatele obţinute în cadrul variantelor tehnologice adoptate, vor fi prezentate datele reprezentative, avînd în vedere valorile de referinţă pentru rezistivitate şi coeficientul de temperatură, impuse pentru recepţia sîrmelor din aliaj CuMn3 ($\rho = 0{,}100 - 0{,}140 \cdot \frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$, $\alpha \leqslant + 500 \times 10^{-6}/°C$).

Pentru ilustrarea dependenţei mărimilor electrice de conţinutul de mangan, în tabelul 1 se redau valorile determinate la sîrma Ø 0,5 mm în stare ecruisată, după trefilare. Se constată o creştere a rezistivităţii o dată cu adaosul de mangan, înregistrîndu-se o depăşire a valorii prescrise către limita superioară a elementului de aliere. Coeficientul de temperatură înregistrează o scădere o dată cu conţinutul de mangan, valorile menţinîndu-se în cadrul limitei prescrise.

În ceea ce priveşte influenţa tratamentelor termice, în tabelul 2 se prezintă valorile măsurate pentru rezistivitate la sîrmele Ø 1,1 mm şi Ø 0,5 mm în diferite variante de tratament termic, comparativ cu datele obţinute la sîrma ecruisată.

La tratamentul termic static, efectuat la 600 şi 760°C, se constată o scădere a valorilor rezistivităţii, mai accentuată la temperaturi mai ridicate şi durate de menţinere prelungite, ajungînd pînă la limita inferioară de acceptabilitate.

În cazul tratamentului termic în fir desfăşurat la 760°C, se constată o variaţie nesemnificativă faţă de starea ecruisată.

Pentru ilustrarea modului de influenţă a vitezei de tratament în acest caz, în tabelul 3 se redau valorile determinate pentru rezistivitate şi coeficientul de temperatură la sîrmele Ø 0,3 mm cu variaţia vitezei de tratament în limitele 5—35 m/min. Se constată o variaţie

Tabelul 1

Proprietăţile electrice ale sîrmelor Ø0,5 mm din aliaj CuMn3 în stare ecruisată, în funcţie de conţinutul de mangan

Conţinutul de Mn, %	Rezistivitatea, $\rho \cdot \frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$	Coeficientul de temperatură al rezistenţei electrice, $\alpha, \times 10^{-6}/°C$
2,55	0,116	353
2,62	0,109	353
2,77	0,110	307
3,0	0,129	314
3,02	0,119	333
3,15	0,130	253
3,17	0,132	215
3,26	0,133	308
3,55	0,154	249
4,0	0,152	192

Tabelul 2

Variaţia rezistivităţii electrice la sîrmele Ø1,1 şi 0,5mm din aliaj CuMn3, în diferite stări de tratament termic

(Mn = 3,15%)

Dimensiunea sîrmei, Ø, mm	Tratamentul termic				Rezistivitatea, $\rho \cdot \frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$
	static		în fir desfăşurat		
	temperatura, °C	durata, min.	temperetura, °C	durata, min.	
1,1-ecruisat	—	—	—	—	0,137
1,1-tratat	—	—	760	10	0,135
	600	30	—	—	0,137
	600	60	—	—	0,136
	600	180	—	—	0,132
	760	30	—	—	0,135
	760	60	—	—	0,126
	760	180	—	—	0,106
	760	180 + RC*	—	—	0,108
0,5-ecruisat	—	—	—	—	0,130
0,5-tratat	—	—	760	20	0,128
	600	5	—	—	0,133
	600	10	—	—	0,128
	600	15	—	—	0,128
	600	20	—	—	0,129
	600	25	—	—	0,130
	600	30	—	—	0,129
	760	5	—	—	0,130
	760	10	—	—	0,127
	760	15	—	—	0,126
	760	20	—	—	0,122
	760	25	—	—	0,124
	760	30	—	—	0,115
	760	30 + RC*	—	—	0,096

* Răcire în cuptor, după menţinerea în palier

nesemnificativă a rezistivităţii şi valori ale coeficientului de temperatură în limite foarte restrînse.

Din studiile metalografice efectuate s-au constatat modificări de granulaţie în cadrul

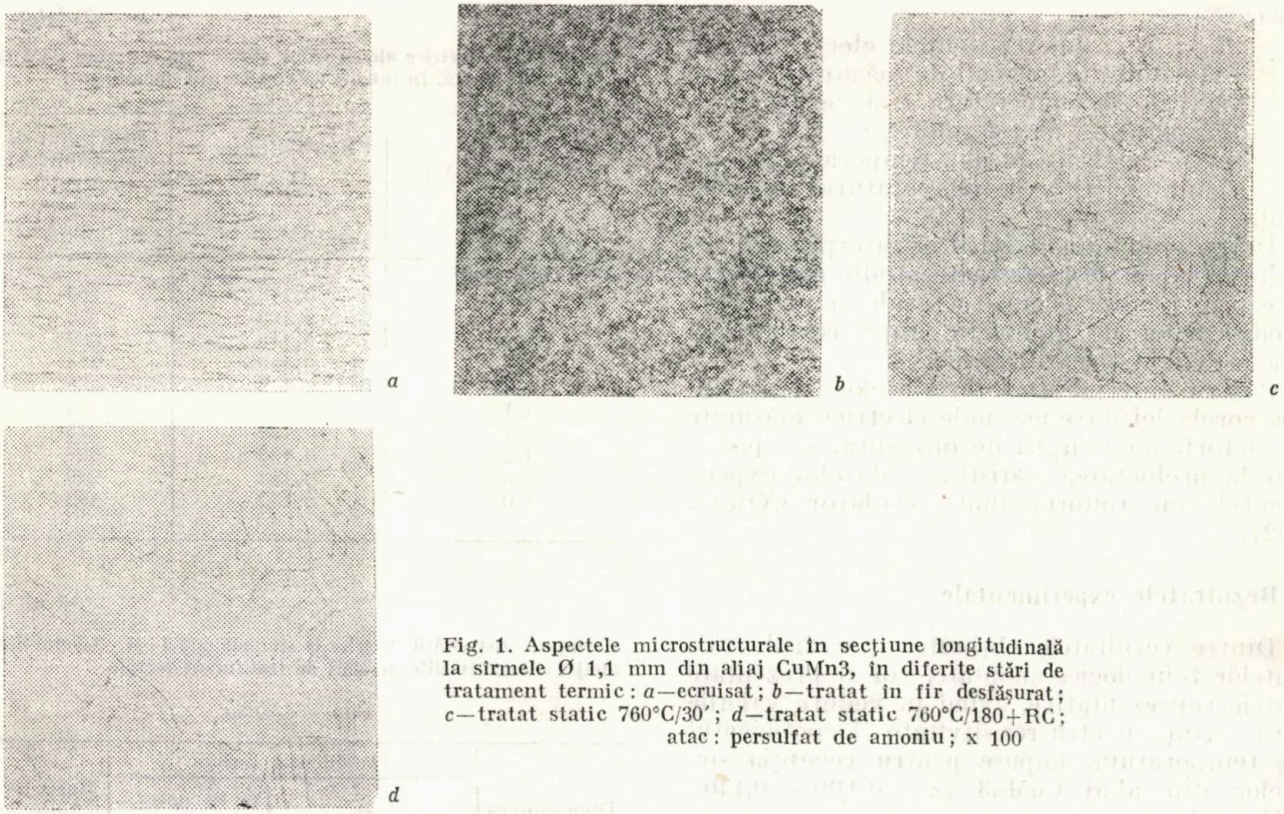


Fig. 1. Aspectele microstructurale în secțiune longitudinală la sîrmele Ø 1,1 mm din aliaj CuMn3, în diferite stări de tratament termic: *a*—ecruisat; *b*—tratat în fir desfășurat; *c*—tratat static 760°C/30′; *d*—tratat static 760°C/180+RC; atac: persulfat de amoniu; x 100

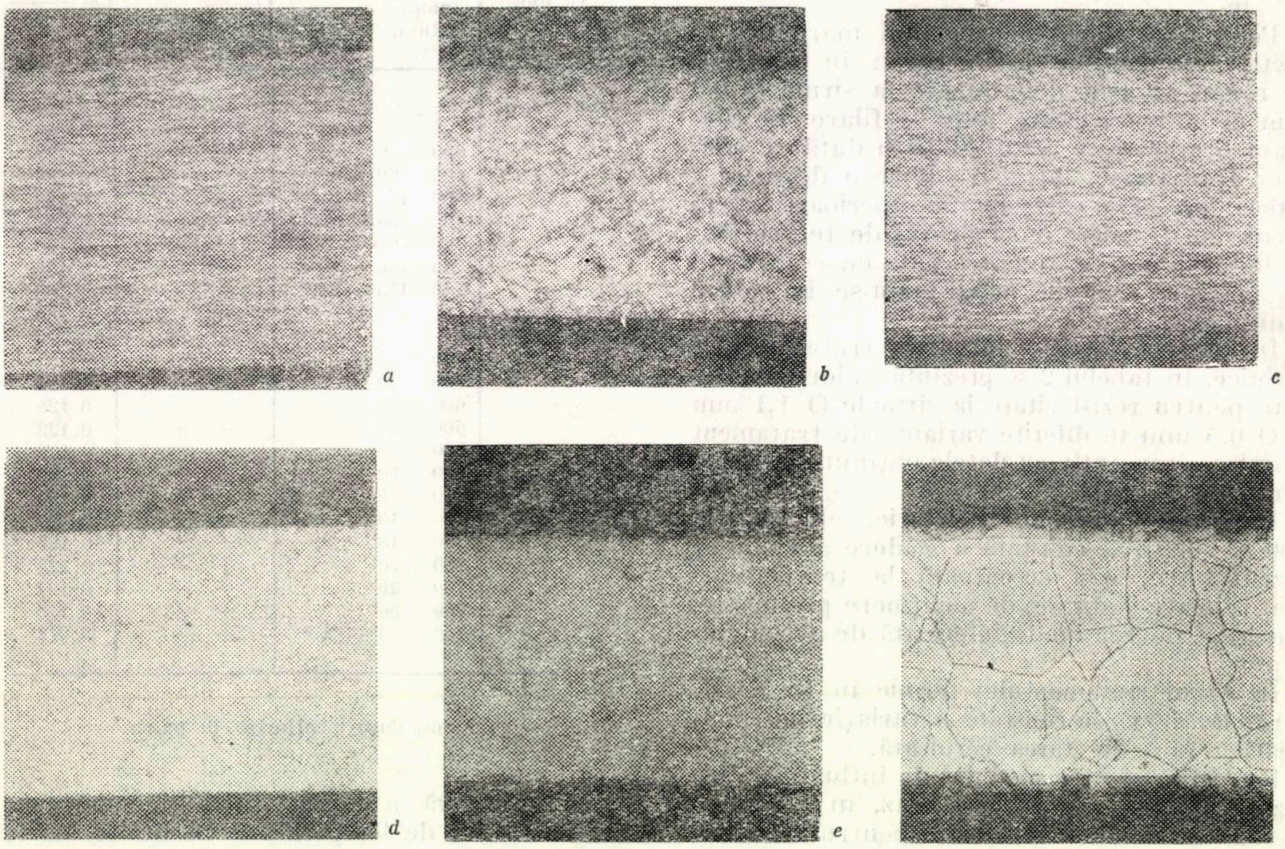


Fig. 2. Aspectele microstructurale în secțiune longitudinală la sîrmele Ø 0,5 mm din aliaj CuMn3, în diferite stări de tratament termic: *a*—ecruisat; *b*—tratat în fir desfășurat; *c*—tratat static 600°C/5′; *d*—tratat static 600°C/30′; *e*—tratat static 760°C/5′; *f*—tratat static 760°C/30′ + RC; atac: persulfat de amoniu; x 100

Tabelul 3

Proprietăţile electrice ale sîrmelor ∅0,3 mm din aliaj CuMn3 tratate termic în fir desfăşurat, la diferite viteze de tratament (t = 780 °C; Mn = 3,15%)

Viteza de tratament termic, m/min.	Rezistivitatea, $\rho \cdot \frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$	Coeficientul de temperatură al rezistenţei electrice, α, $x10^{-6}/°C$
Ecruisat	0,127	247
5	0,126	268
10	0,125	271
15	0,124	266
20	0,124	282
25	0,125	280
30	0,125	281
35	0,125	285

variantelor de tratament termic, în figurile 1 şi 2 fiind redate unele aspecte reprezentative privind microstructura sîrmelor Ø 1,1 mm şi Ø 0,5 mm. Creşterea granulaţiei la temperaturi ridicate şi durate prelungite de menţinere este asociată cu reducerea valorilor de rezistivitate.

Discutarea rezultatelor obţinute

Influenţa compoziţiei chimice. Deşi cuprul pur are o rezistivitate $\rho_{20}°C = 0{,}0166 \frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$ atunci cînd este combinat cu mangan, la conţinuturi destul de mici ca în cazul aliajului CuMn3, valoarea rezistivităţii creşte sensibil. O dată cu dizolvarea manganului γ, în soluţia solidă de cupru are loc o modificare a parametrilor structurali cu repercusiuni asupra caracterului de conducţie electrică determinînd o modificare importantă a valorilor de rezistivitate şi ale coeficientului de temperatură al rezistenţei electrice.

Datele experimentale prezentate, prelucrate pe calculator, au dus la următoarele ecuaţii pentru curbele de regresie ale valorilor electrice, în funcţie de conţinutul de mangan :

$$\rho = 0{,}0315\ Mn\ (\%) + 0{,}0313 \qquad (3)$$

$$\alpha = -109{,}8\ Mn\ (\%) + 629{,}11 \qquad (4)$$

Aceste ecuaţii indică valori crescătoare pentru rezistivitate şi descrescătoare pentru coeficientul de temperatură, o dată cu creşterea conţinutului de mangan în limitele analizate.

Dependenţa de tratamentele termice. În cazul tratamentului termic în fir desfăşurat, influenţa vitezei de tratament v asupra rezistivităţii este nesemnificativă, ecuaţia curbei de regresie fiind :

$$\rho = 0{,}125 + 0{,}000143\ v \qquad (5)$$

Pentru coeficientul de temperatură s-a găsit o variaţie crescătoare cu viteza în limite restrînse, conform ecuaţiei :

$$\alpha = 264 + 0{,}607\ v \qquad (6)$$

Interpretarea rezultatelor obţinute în urma variantelor de tratament termic static are la bază corelarea acestora cu modificările microstructurale, ca urmare a procesului de recristalizare. Scăderea valorilor de rezistivitate după tratamentul termic la temperaturi ridicate şi durate mari de menţinere, comparativ cu tratamentul în fir desfăşurat sau cu cel static la temperaturi şi durate reduse, poate să fie asociată cu reducerea suprafeţei intergranulare determinată de creşterea granulaţiei, cu efecte corespunzătoare privind conductibilitatea electrică.

Interdependenţa valorilor pentru caracteristicile electrice. Din analiza şi prelucrarea datelor privind valorile rezistivităţii electrice şi a coeficientului de temperatură, indiferent de factorii tehnologici care îi determină, se poate constata o interdependenţă a acestora. Ecuaţia curbei de regresie în acest caz este :

$$\alpha = \frac{0{,}545}{\rho^3} + 2{,}64 \qquad (7)$$

Concluzii

Experimentările efectuate au dus la stabilirea unei corelaţii între caracteristicile electrice şi unii factori tehnologici în procesul de fabricaţie a sîrmelor subţiri din aliaj CuMn3.

Valorile obţinute pentru rezistivitatea electrică şi coeficientul de temperatură al rezisten-

Tabelul 4

Proprietăţile electrice ale sîrmelor realizate ∅ 0,3—0,1 mm din CuMn3, comparativ cu unele materiale de referinţă

Norma	Rezistivitatea electrică, $\rho \cdot \frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$	Coeficientul de temperatură al rezistenţei electrice, α, $\times 10^{-6}/°C$
Mancoloy 10 (Johnson, Matthey-Anglia)	0,100±7,5%	⩽+500
ISA 13 (Isabellenhütte-R.F.G.)	0,115—0,135	⩽+400
DIN 17471	0,125±10%	+280—380
C. S. 439/88, red. 2	0,095—0,140	⩽500
Sîrmă realizată : Ø 0,3	0,124—0,137	239—293
Ø 0,25	0,130—0,140	235—292
Ø 0,2	0,136—0,139	235—288
Ø 0,15	0,138—0,140	285—294
Ø 0,12	0,135—0,139	251—276
Ø 0,1	0,136—0,138	236—282

ţei electrice la sîrmele realizate sînt comparabile cu cele prescrise pentru alte materiale de referinţă (tab. 4).

Procedurile folosite fundamentează noi posibilităţi de investigaţie ştiinţifică şi permit realizarea unor produse metalurgice de înalt nivel calitativ atît de necesare în etapa actuală de dezvoltare a industriilor electrotehnice şi electronice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Stănescu, I., Stegăroiu, M., Marcu, P. *Contribuţii la stabilirea factorilor metalurgici de influenţă asupra unor proprietăţi fizice la sîrmele din aliaj CuMn3.* Bucureşti, Cercetări Metalurgice, 1988.

[2] Dies, K. *Kupfer und Kupferlegierungen in der Technik.* Berlin, 1967.

[3] Brunhuber, E. *Legierung Handbuch der Nichteisenmetalle.* Berlin, 1961.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 9, 1989

Tehnologia elaborării şi tratamentului în afara cuptorului la fabricarea fontei de calitate superioară, p. 6 — Elaborarea în furnal a aglomeratului din concentratul de Lisakovsk cu pondere masică scăzută de monoxid de fier, p. 9 — Sistem automatizat de comandă a proceselor tehnologice pe maşinile de aglomerare, p. 13 — Utilizarea adaosurilor care formează garnisajul la mărirea rezistenţei în exploatarea căptuşelii creuzetului, p. 16 — Problemele tehnologiei şi ale teoriei elaborării în convertizor, p. 18 — Creşterea producţiei de oţel Martin, p. 24 — Problemele şi perspectivele dezvoltării turnării continue a oţelului, p. 28 — Tehnologii moderne de elaborare şi turnare a oţelului, p. 31 — Producţia de oţel rezistent la coroziune turnat pe maşini de turnare continuă, p. 33 — Îmbunătăţirea calităţii oţelului cu conţinut ridicat de siliciu rezistent la coroziune, p. 35 — Elaborarea oţelului cu înaltă rezistenţă la coroziune cu compoziţie de fază cerută, p. 37 — Microfisuri la cristalizare pe suprafaţa lingoului din oţel rezistent la coroziune, p. 40 — Creşterea rezistenţei la coroziune a oţelului prin modificarea compoziţiei incluziunilor nemetalice, p. 42 — Defosforarea oţelului rezistent la coroziune, p. 45 — Oxidarea la temperaturi înalte a feroaliajelor de mangan, p. 47 — Planificarea în regim de dialog a încărcăturii liniei de laminare fără sfîrşit 1 400 a tablei, p. 50 — Asimilarea unui nou profil economic SPB1455, p. 53 — Calibrarea profilului în T pentru sistemele de ridicat şi transport, p. 56 — Cercetarea aşezării automate a cilindrilor de lucru de la laminoarele reversibile, p. 57 — Îmbunătăţirea calităţii suprafeţei metalului laminat la rece ca urmare a perfecţionării tehnologiei de utilizare a lichidului de curgere şi răcire, p. 59 — Sistem de control al procedeului de decapare a oţelurilor rezistente la coroziune, p. 62 — Elaborarea şi asimilarea unor noi regimuri rapide de reducere a ţevilor, p. 64 — Tehnologie de execuţie a sculelor pentru ţevi, p. 68 — Influenţa elementelor de construcţie ale laminoarelor de trefilare asupra calităţii sîrmei, p. 70 — Alegerea unui lichid de ungere şi răcire pentru extrudarea filetului în piuliţe cu tarozi carburarea şi oxidarea oţelurilor rapide slab aliate, p. 83 — Influenţa incluziunilor de grafit asupra proprietăţilor mecanice şi a capacităţii bune de ştanţare a oţelului cu conţinut scăzut de carbon, p. 86 — Îmbunătăţirea rezistenţei la coroziune a barelor beton prin aplicarea unei acoperiri cu plasmă, p. 88 — Tratamentul termic al cuţitelor din oţel GHV2S pentru tăierea laminatelor durificate termic, p. 89 — Metodă de calcul al parametrilor energetici de forţă ai laminării materialelor bimetalice din pulberi, p. 90 — Realizarea programului „Consum de metal" în producţia de piese metalice, p. 93 — Automatizarea calculului costului ţevilor în funcţie de dimensiuni, p. 95 — Încălzirea lingourilor din încărcătura caldă, p. 97 — Intensificarea proceselor schimbului de masă şi de căldură în agregatele metalurgice, p. 100 — Prelucrarea deşeurilor care conţin uleiuri rezultate din industria metalurgică, p. 103 — Influenţa componentelor mediului soluţiei uzate de decapare asupra recuperării acesteia, p. 104.

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promîşlennost, U.R.S.S., nr. 3, 1989

Influenţa regimului gazodinamic în cuvă asupra indicatorilor tehnologici ai furnalului, p. 1 — Influenţa parametrilor insuflării combinate asupra potenţialului de temperatură al gazului de furnal şi tendinţele de modificare ale acestuia la îmbogăţirea cu oxigen a aerului insuflat, p. 4 — Factori care influenţează activitatea creuzetului şi rezistenţei duzei de aer, p. 7 — Rezistenţa aparatelor de încărcat ale furnalelor în întreprinderile din cadrul Injmetallurgprom, p. 9 — Rezistenţa zidăriei refractare a furnalelor, amplasată deasupra nivelului duzelor de aer, p. 10 — Posibilitatea utilizării cărbunilor slabi în încărcăturile pentru cocsificare, p. 14 — Torcretarea cu flacără a căptuşelii convertizoarelor de 130 t prin procedeul vertical, p. 16 — Optimizarea parametrilor spaţiului de lucru al convertizorului cu oxigen, p. 17 — Stabilirea consumului de amestecuri de zgură la turnarea continuă, p. 20 — Alegerea acţiunii de comandă la laminanestrunjiţi, p. 73 — Optimizarea procedeului de fosfatare a oţelului carbon, p. 75 — Mărirea rezistenţei tablei subţiri din oţel cu conţinut scăzut de carbon, p. 76 — Elaborarea şi asimilarea tehnologiei de tratament termic cu încălzire CIF a şinelor de cale ferată, p. 77 — Elaborarea regimului de tratament termic al ţevilor din oţel 10HSNO, p. 79 — Derea ţaglelor pentru ţevi, p. 23 — Producţia de tablă laminată la rece la combinatul metalurgic Karagandinsk, p. 25 — Principii aplicate la pregătirea emulsiilor de apă şi ulei fără agenţi emulsionanţi, utilizate la laminarea la rece a benzilor, p. 27 — Procedeu de tragere continuă a produselor lungi pe laminorul tip cu disc, p. 29 — Îndreptarea ţevilor prin deformarea încovoierii prin turtire, p. 32 — Cercetarea procedeului de laminare după schema reducere-degroşarea peretelui pe liniile de laminare cu role pe două rînduri, p. 32 — Influenţa părţii în volum a austenitei la încălzire asupra proprietăţilor oţelului carbon călit, p. 36 — Cercetarea influenţei microalierii metalului cu vanadiu asupra calităţii şi proprietăţilor roţilor livrate la export, p. 37 — Influenţa unor factori asupra calităţii îmbinărilor sudate pentru laminarea la rece, p. 38 — Dependenţa structurii şi a proprietăţilor oţelurilor laminate la cald cu conţinut mediu de carbon de parametrii de deformare la cald, p. 41 — Analiza particularităţilor de construcţie şi alegerea parametrilor de reglare a sistemului de ungere a dispozitivului de echilibrare de la bancul de tras ţevi la rece 2—40, p. 51 — Îmbunătăţirea eficienţei de funcţionare a dispozitivului de acţionare hidraulică a mecanismelor cu supape de la instalaţia de încărcare fără con, p. 54 — Analiza fiabilităţii lăncii de laminare a bilelor, p. 57 — Utilizarea raţională a combustibilului în procesele tehnologice din siderurgie, p. 63 — Cercetarea proprietăţilor de radiaţie a oţelurilor 09G—2FB, 10G2FB, H70 la încălzire pentru măsurarea temperaturii suprafeţei, p. 66 — Reînnoirea producţiei în condiţiile intensificării acesteia, p. 68 — Creşterea eficienţei de utilizare a utilajului tehnologic de bază din întreprinderile de minereu de fier din Ucraina, p. 70 — Calculul automatizat al fişelor normativ-tehnologice de fabricaţie a ţevilor laminate la cald, p. 71.

Dr. ing. Mihaiela Isac
și ing. M. Dobrescu
Institutul Politehnic București

Aspecte metalografice privind structura aliajelor pentru cuzineți

CZ : 669.018

Aliajelor antifricțiune sau compozițiilor pentru lagăre de alunecare, utilizate la turnarea cuzineților, le sînt impuse condiții tehnologice determinate de mărimea efortului la care sînt supuse, de viteza de lucru și de acomodarea la configurația axului, precum și de cerințele legate de temperatura în serviciu [1]—[4].

Gama variată a condițiilor în care lucrează cuzineții determină complexitatea proprietăților cerute materialelor destinate confecționării acestora: coeficient de frecare mic, rezistență la uzură, rezistență la compresiune, plasticitate, rezistență la coroziune, conductibilitate termică etc.

Structurile care răspund cel mai bine condițiilor impuse aliajelor pentru cuzineți sînt structurile eterogene, alcătuite din: o matrice ductilă în care se găsesc distribuiți în mod uniform compuși intermetalici duri (ex. structurile aliajelor Pb-Sn); o matrice cu rezistență mecanică ridicată sau medie, în care sînt distribuite particule disperse moi (ex. structurile bronzurilor cu Pb sau aliajelor Al-Sn); asocierea de faze moi și dure interconectate (ex. structurile aliajelor Cu-Pb).

Lucrarea are drept scop prezentarea unor structuri tipice pentru materiale de lagăre utilizate în construcția cuzineților.

Pornind de la clasificarea generală a aliajelor antifricțiune [1], [3], [5] care cuprinde aliaje pe bază de: Sn, Pb, Al (Al-Sb sau Al-Sn), Cu (Cu-Sn, Cu-Pb), precum și bronzuri grafitate, în lucrare se prezintă structuri pentru cîteva mărci reprezentative din fiecare clasă de aliaje.

Aliajele pe bază de Sn, Sb și Cu, cunoscute sub denumirea de Babbit, sînt reprezentate în STAS 202/2-1980 prin mărcile Y—Sn 80, Y—Sn 83 și Y—Sn 89 (tab. 1). Aceste aliaje se folosesc în construcția cuzineților bimetalici și trimetalici. În cazul cuzineților trimetalici, oțelul cu un conținut scăzut de carbon este folosit frecvent ca suport pentru aliajul de cuzinet, deși oțelurile aliate, bronzurile, alamele sau aliajele de aluminiu pot fi folosite la rîndul lor în aceeași măsură.

În figurile 1 și 2 sînt prezentate microstructurile aliajelor Y—Sn 83, respectiv Y—Sn 89 (aceasta din urmă ca strat de acoperire Babbit, de culoare neagră, depus centrifugal pe un strat intermediar din aliaj de lagăre, din bronz cu Sn și Pb, cu 80% Cu, 10% Pb, 10% Sn, turnat, de culoare albă) [2], [6].

Structura este alcătuită din compuși duri de tip SnSb, Cu_3Sn în matrice de amestec mecanic eutectic (αSn, SnSb, Cu_3Sn).

Aliajele pe bază de Pb sînt reprezentate în STAS 202/2-80 de mărcile Y—PbSn10; Y— PbSn6Sb6; Y—PbSn6Cd; Y—PbSn5; Y— Pb98 (tab. 1).

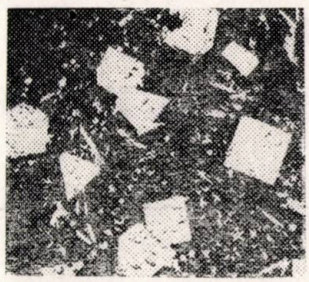


Fig. 1. Aliaj tip Babbit Y—Sn83 (84% Sn, 11% Sb, 5% Cu); atac nital; mărire 100 : 1

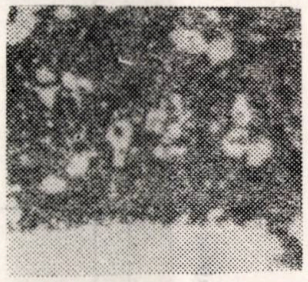


Fig. 2. Aliaj Y — Sn89 (90% Sn, 7% Sb, 3% Cu) turnat pe suport de bronz de Sn și Pb (alb); atac $NH_4OH + H_2O_2$; mărire 100 : 1

Aliajele de cuzineți pe bază de Pb sînt de două tipuri: aliaje de Pb, Sb și în anumite cazuri arseniu; aliaje de Pb, Ca, Sn, Sb și unul sau mai multe metale alcalino-pămîntoase.

Microstructurile fără arseniu sînt alcătuite din cristale primare poliedrice (SnSb sau Sb) sau dendritice (Pb) prinse într-un amestec mecanic (de SnSb—Pb—Sb).

În figura 3 este prezentată microstructura aliajelor Y—PbSn10, în figura 4 microstructura aliajelor Y—PbSn5, iar în figura 5 este prezentată microstructura aliajului Y—PbSn6 Cd.

Aliajele pe bază de Al sînt reprezentate în lucrare de compozițiile Y—AlSb5 (STAS 202/80) și AlSn20 (STAS 11279-80).

Aliajele pe bază de aluminiu sînt utilizate pentru realizarea cuzineților bi- și trimetalici, în care benzile laminate din aliajele pe bază de aluminiu, depuse pe benzi suport de oțel, se constituie în înlocuitori ai aliajelor Babbit sau aliajelor de cupru.

Rezistența deosebită la coroziune a aliajelor pe bază de aluminiu a determinat înlocuirea aliajelor Cu—Pb la cuzineții pentru automobile, prin aliaje de Al.

În figura 6 este prezentată microstructura aliajului AlSn20 alcătuită din particule de Sn în matrice de soluție solidă pe bază de Al.

Tabelul 1

Compoziția și utilizarea aliajelor antifricțiune

Clasa	Marca aliajului	STAS	Compoziția chimică, %							Alte elemente	Impurități	Utilizări
			Sn	Sb	Cu	Pb	Al	Zn	Mg			
Aliaje pe bază de Sn	Y—Sn83	202/2—1980	82—84	10—12	6,9—5,5	—	—				Zn, Fe, As, Bi, Pb Total 0,25	cuzineți la turbine cu aburi pentru turbocompresoare; motoare Diesel cu viteză mare; electromotoare; vagoane internaționale
	Y—Sn80		61—79	11—13	5—7	1—3	—				Pb, Zn, Fe, Al, As, Bi Total 0,25%	
	Y—Sn89		88—90	7—8	3—4	—	—				Pb, ZnFe, Al, Ss, Bi Cd Total 0,2%	
Aliaje pe bază de Pb	Y—PbSn10	202/2—1980	9,5—12	14,5—16,5	0,5—1,5	rest	—				Zn, Fe, Al, As, Bi Total 0,25%	cuzineți pentru biele și osii de locomotive la vagoane și la autocamioane; cuzineți de vagonete
	Y—PbSn6Sb6		5,5—6,5	5,5—6,5	—	rest	—				Cu, Zn, Fe, Al, As, Bi, Cd Total 0,3%	
	Y—PbSn6Cd		5,5—6,5	16—28	—	rest				As = 0,7—0,8 Ni = 0,8—1,1	Cu, Zn, Fe, Al, Bi, Total 0,25%	
	Y—PbSn5		4—5,5	9—12	0,3—0,6	rest	—			Cd = 0,8—0,9	Zn, Fe, Al, As, Bi Total 0,25%	
	Y—Pb98		—	—	—	rest	0,04	0,025		Ca = 0,65—0,72 Na = 0,58—0,66	Cu, Zn, Fe, As, Bi Total 0,3%	
Aliaje pe bază de Al	Al—Sb Y—AlSb5	202/2—1980	—	4—5,5		rest				0,3—0,7	Cu, Zn, Fe, Si Total 0,4%	cuzineți pentru motoare Diesel, motoare de autovehicule și tractoare
	Al—Sn AlSn20	11271—80	19—24	—	1	rest				Fe = 0,3	Si, Mn, Ti Total 1,0%	strat antifricțiune pentru cuzineți la: motoare; lagăre pentru mașini-unelte; cuzineți de alunecare; cuzineți pentru lagăre axiale și pentru cuplaje; lagăre de alunecare pentru construcții de mașini
Aliaje pe bază de Cu	Cu—Sn:											
	CuSn14	STAS 197/2	12,8—15	—	rest	—	—	—		—	Zn—Pb, Sb, Fe, Al, S, Bi, Mg, As Mg, Ni, P	
	CuSn10Zn2		8,8—11	—	rest	—	—	0,8—3		— —	Total 1,5 Ni = 1	
	CuSn9Zn5		7,8—10	—	rest	—	—	2,8—7			Pb = 1,1 —"—total 1,2 Pb = 1,2 —"—total 1,2 Ni = 2	
	CuSn6Zn4Pb4		4,8—7	—	rest	2,5—5,5	—	2,3—5,5		— —	Pb = 2,2	
	CuSn5Zn5Pb5		3,8—6	—	rest	3,5—6,5	—	3,8—6,5		—	—"—total 1,5 Ni = 2	
	CuSn4Zn4Pb17		3,3—5,5	—	rest	13,5—20,5		2,3—6			—"—total 1,5 Ni = 2	lagăre poroase cu autoungere pentru industria automobilelor, mașini-unelte
	96,5 bronz, 3,5 grafit		6%		90,5					grafit 3,5	—"—total 1,5 Ni = 2	
	Cu—Pb										Sn = 0,5	bucșe pentru mecanisme de direcție
	CuPb25	11271—80	—	—	rest	21—27	—	—		— —	P, Fe, Si, Al	lagăre cu proprietăți de autoungere și rezistență la coroziune
	CuPb10Sn10	1512—80	9—11	—	rest	8—11	—	max 1		— Nimax 1,5	Total 0,35% exclusiv Sb = 0,35	
	CuPb5Sn10	—	9—11	—	rest	4—6	—	—		— Nimax 1,5	P,Fe, Si, Al Total 0,35 %	lagăre de alunecare la vehicule, laminoare

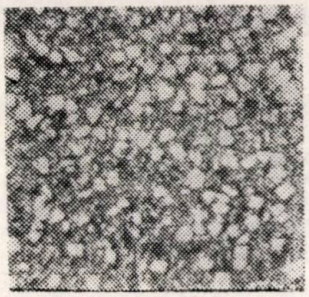


Fig. 3. Aliaj Y — PbSn10 turnat; SnSb alb și eutectic negru; atac nital; mărire 500 : 1

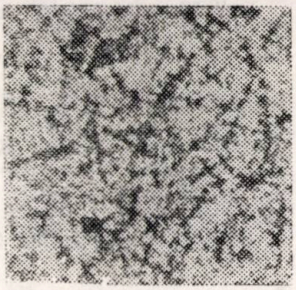


Fig. 4. Aliaj Y — PbSn5 turnat; cristale primare dendritice de Pb în matrice de eutectic (SbSn — Pb); atac nital; mărire 500 : 1

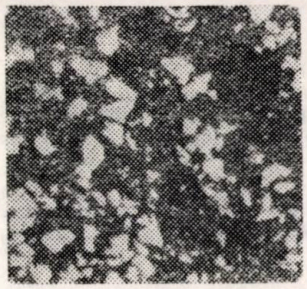


Fig. 5. Aliaj Y—PbSn6Cd turnat; cristale primare δ, poliedrice într-o masă de eutectice (Pb + SnSb) și (Pb + δ); atac nital; mărire 500 : 1

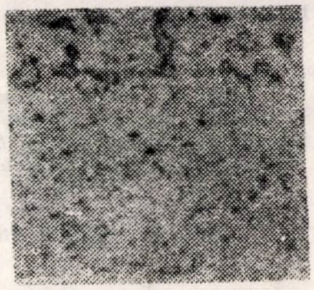


Fig. 6. Aliaj AlSn20 ca strat de suprafață în cuzinet trimetalic, stratul intermediar fiind din Al nealiat, iar suportul fiind din oțel; îmbinare realizată prin laminare; atac cu HF 0,5%; mărire 500 : 1

Fig. 7. Aliaj CuSn14T, turnat; mărire 360 : 1; atac cu clorură cuprică amoniacală

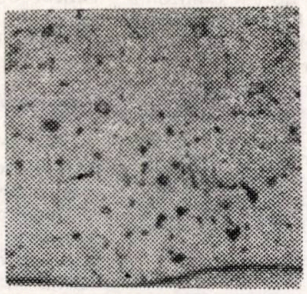


Fig. 8. Aliaj CuSn5Zn5Pb5 turnat centrifugal în interiorul unui cilindru de oțel (suport alb); particule negre de Pb și soluție solidă de Sn în Cu, grăunți poliedrici; atac cu $NH_4OH+H_2O_2$; mărire 100 : 1

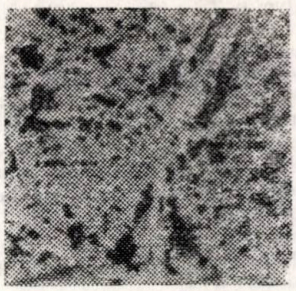


Fig. 9. Aliaj CuSn4Zn4Pb4 turnat gravitațional pe un cilindru de oțel

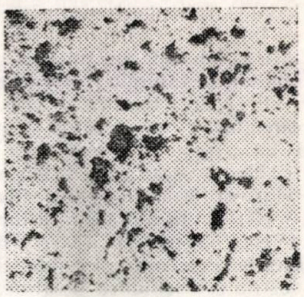


Fig. 10. Bronz grafitat 3,5% grafit, 6% Sn rest Cu presat și sinterizat; neatacat; mărire 100 : 1

Aliajele pe bază de Cu care cuprind aliajele Cu—Sn (STAS 197/2-83), aliajele Cu—Pb (STAS 1512-80) și Cu—Sn-grafit (tab. 1) se utilizează pentru realizarea cuzineților monobloc, ca straturi de suprafață pentru cuzineții bimetalici și ca straturi intermediare la cuzineții trimetalici cu suport de oțel.

În figura 7 este prezentată microstructura bronzului cu staniu, simbol CuSn14 (STAS 197/2-83) utilizat pentru lagăre de mașini-unelte. În stare turnată, structura este alcătuită din soluție solidă α_{Cu}, dendritică și eutectoid ($\alpha + \delta$), δ fiind compusul $Cu_{31}Sn_8$.

În figura 8 este prezentată microstructura bronzului CuSn5Zn5Pb, iar în figura 9 microstructura bronzului CuSn4Zn4Pb17 (STAS 197/2-83).

Bronzul grafitat (82—90% Cu, 6—10% Sn, 1—5% grafit) obținut prin metode specifice metalurgiei pulberilor este utilizat, de asemenea, la confecționarea lagărelor cu autoungere. Microstructura lui este alcătuită din masa de bază realizată din bronz cu incluziuni negre de grafit și pori de culoare închisă (fig. 10).

Aliajele Cu—Pb după compoziție se împart în bronzuri primare Cu—Pb și bronzuri aliate (Cu, Sn, Ni, Ag). Alierea cu Sn pînă la 10% determină creșterea proprietăților anticorosive asociate proprietăților antifricțiune specifice.

Aceste aliaje își găsesc aplicații în aviație sau în industria de automobile și motoare Diesel. Se utilizează turnate sau sinterizate, pe benzi suport de oțel, pentru cuzineți bi- sau trimetalici.

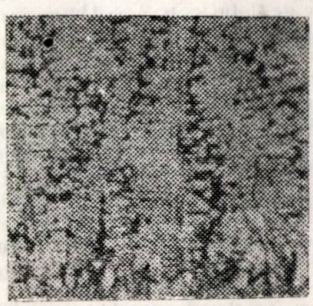


Fig. 11. Aliaj CuPb25 turnat; atac nital; mărire 100 : 1

În figura 11 este prezentată microstructura aliajului CuPb25 (STAS 11271-80) (tab. 1) turnat, alcătuită din dendrite de Cu de culoare albă cu separări negre interdendritice de Pb.

Lucrarea a urmărit evidențierea aspectelor metalografice ale cîtorva aliaje antifricțiune indigene.

BIBLIOGRAFIE

[1] Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela. *Considerații cu privire la unele aliaje antifricțiune pentru cuzineți.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1989, p. 75.
[2] Metals Handbook, vol. 2. *Properties and selection of non ferrous alloys and pure metals.* 1980, p. 612. American Society of Metals.
[3] Petrescu, Maria, Petrescu, N., Isac, Mihaiela. *Proprietățile și criteriile de alegere a aliajelor antifricțiune pentru cuzineți.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 4, 1986, p. 174.
[4] Domșa, S., Miron, Z., *Îndrumător pentru utilizarea fontelor, oțelurilor și aliajelor neferoase.* București, Ed. Tehnică, 1985.
[5] Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela, Călin, Mariana. *Sisteme și procedee de turnare a aliajelor antifricțiune pentru cuzineți.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 11, 1987, p. 551.
[6] Schumann, H. *Metalographia.* Leipzig, VEB Deutscher Verlag fur Grundstoffindustrie, 1960.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 8, 1989

Cărbuni pentru cocsificare, extrași din raioanele Anjersk și Kemerovsk (Kuzbass) — retrospective și perspective, p. 2 — Introducerea unor noi reactivi de flotație la fabricile de îmbogățire de la Combinatul metalurgic Karagandinsk, p. 6 — Pregătirea termică și cocsificarea încărcăturilor din cărbuni importați din R.S.C., p. 10 — Cocsificarea semiindustrială a încărcăturilor de cărbune cu participarea formărilor plastice la cald, p. 15 — Rezistența hidraulică a încărcăturilor de cocs obișnuit, p. 18 — Utilizarea resurselor energetice și combustibile în industria cocsochimică și căi de reducere a acestora, p. 35 — Sistem de control al principalilor parametri ai procesului de scoatere a cocsului, p. 40 — Sistem de blocare automată fără contact a mașinilor de cocsificare, p. 42 — Automatizarea evidenței și analizei utilizării capacităților de producție de la bateriile de cocsificare, p. 43 — Corelația întreprinderilor extractive de cărbune și cocsochimice, p. 49 — Micșorarea emanațiilor în atmosferă din decantoarele de gudron cu ajutorul supapei hidraulice de răsuflare, p. 52.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 9, 1989

Stabilirea parametrilor optimi ai mașinii pneumatice de flotație, p. 2 — Deshidratarea concentratelor de flotație prin piesare, p. 6 — Capacitatea de absorbție arenergiei în procesul de brichetare, p. 8 — Studierea procedeului de comprimare a încărcăturilor de cărbune prin presare, p. 10 — Determinarea suprafeței optime a instalațiilor de cernere a amestecului de cocs și cărbune în procesul de tratament termic și de stingere a cocsului, p. 14 — Cocs special din cărbunii de Karaganda pentru producția de fosfor galben, p. 16 — Documentație tehnico-normativă pentru mortarul refractar silica la zidăria camerelor cuptoarelor bateriilor de cocserie, p. 19 — Obținerea dielectricului sintetic lichid din materia primă cocsochimică, p. 28 — Controlul automat al funcționării bateriilor de cocsificare, p. 39 — Probleme de automatizare a producției cocsochimice, p. 40 — Mărunțirea preliminară a fracțiilor concentrate care se aglutinează greu la fabricile de îmbogățire a cărbunilor ca factor de îmbunătățire a calității cocsului, p. 47 — Textura optică a cocsului și proprietățile acestuia, p. 58 — Prelucrarea gudronului de huilă în R. P. Polonă, p. 61.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 8, 1989

Mase refractare cu compoziție bazică pentru căptușirea monolită a oalelor de turnare a oțelului, p. 1 — Comportarea căptușelii ștampate de la oalele pentru turnarea oțelului, p. 4 — Proprietățile refractarelor periclazocarbonice cu adaosuri de pulberi metalice, p. 7 — Metoda și rezultatele estimării rezistenței la fisurare a materialelor refractare, p. 9 — Proprietățile creuzetelor de grafit cu liant de argilă și caolin, p. 13 — Alegerea vitezei de scurgere a oxigenului din duzele torcret la torcretarea cu flacără a căptușelii convertizorului, p. 16 — Influența tratamentului termic asupra cursei curbelor de etalonare la analiza materialelor topite cu conținut de aluminiu, p. 23 — Analiza termică a serpentinitelor, p. 26 — Stabilirea conținutului carburii de siliciu în materialele refractare, p. 29 — Stabilirea conținuturilor mari de oxizi de calciu și magneziu în refractare și zgure prin metoda absorbției atomice, p. 31 — Refractare din bauxită extrasă din zăcămîntul Verhne-Sciugarsk, p. 33 — Fabricarea produselor periclazice cu gabarit mare, p. 39 — Refractare periclazocromitice pe bază de clincher topit și concentratele de crom sinterizat, p. 43 — Linie pentru fabricarea produselor ușoare, p. 47 — Analiza comportării plăcilor cu conținut ridicat de alumină de la închizătoarele cu sertar ale oalelor, p. 49 — Metoda stabilirii rezistenței termice a cărămizilor, p. 54.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 9, 1989

Obținerea materialelor forsteritice topite și încărcarea acestora la căptușirea oalelor pentru turnarea oțelurilor, p. 1 — Cercetarea relaxării tensiunilor în refractarele pentru cuptoarele electrice, p. 8 — Compactarea și sinterizarea pulberilor ultradispersate aglomerate ZrO_2, p. 12 — Influența compoziției și condițiilor de obținere asupra densității și rezistenței ceramicii cu conținut de alumină β, p. 16 — Influența tratamentului sub vid asupra proprietăților fizico-chimice ale soluțiilor solide pe bază de dioxid de zirconiu, p. 19 — Materiale ceramice topite pe bază de cromit de lantan și dioxid de zirconiu, p. 22 — Formarea și proprietățile de oxidare ale acoperirilor de protecție ale sistemului $CaO-MgO-SiO_2$ cu grafit silicios, p. 26 — Nitrură de siliciu compactă, legată chimic, și materialul compozit automat Si_3N_4-Si, p. 29 — Asimilarea producției de produse termoizolante din granule cave corindonice la uzina Kazogneupor, p. 36 — Elaborarea, introducerea în producție și comportarea refractarelor nearse de cuarț, p. 40 — Formarea izostatică a blocurilor periclazice de dimensiuni mari, p. 44 — Conducerea procesului de ardere, p. 48 — Pahare-dozatoare de la distribuitorul mașinii de turnare continuă a semifabricatelor cu secțiunea mică a cristalizorului, p. 50 — Reducerea producției de cărămizi fasonate nestandardizate ca urmare a prelucrării raționale a construcției căptușelilor agregatelor termice, p. 52 — Plăci din periclaz cu rezistență crescută pentru închizătoarele cu sertar, p. 55.

Dr. ing. Ana Socolescu, ing. Sanda Vișan
și ing. Ligia Botez
Academia de Studii Economice

Extracția aurului prin metode de cianurare și clorurare

CZ : 669.21 : 621.785 : 533

În contextul problematicii generale privind atragerea în circuitul economic a resurselor de materii prime și secundare, cu conținut scăzut de elemente utile și valorificării acestora în condițiile asigurării eficienței economice, sînt studiate pe plan mondial diferite metode de extragere a aurului. În cele ce urmează sînt prezentate variante ale metodelor care folosesc cianurarea sau clorurarea.

Cianurarea se aplică direct minereurilor, reziduului de la amalgamare și nămolurilor anodice de la electroliza cuprului, nichelului etc. Materialul fin măcinat este lesiat cu o soluție de cianură alcalină, ca de exemplu: NaCN 0,02—0,05% sau $Ca(CN)_2$ și var. Soluția este aerată și se formează cianoauratul alcalin. Dizolvarea este direct proporțională cu conținutul de oxigen din gazul de aerare. Soluția de cianurare dizolvă însă și Ag, Cu și Pb, astfel încît prezența acestora duce la creșterea consumului de cianură. Consumul economic pentru o tonă de minereu este de 1—2,5 kg NaCN.

Astfel, din minereuri oxidice, concentrate de sulfuri și zguri care conțin cupru, aur și argint, s-au recuperat metalele prețioase prin dizolvare în soluție apoasă de NaCN.

Un minereu de tip silicat jasperoid și șist argilos, cu un conținut de 0,709 g/t Au, a fost măcinat cu CaO și NaCN și lesiat în vrac. Pentru micșorarea consumului de NaCN, în soluția de lesiere s-a adăugat H_2O_2.

Într-o altă variantă, minereul a fost aglomerat cu CaO sau ciment, după care a fost eluat cu NaCN.

Pirita, conținînd aur foarte fin dispersat, a fost lesiată în prealabil cu Na_2CO_3, NaOH și $Ca(OH)_2$, după care a fost cianurată. Lesierea directă cu cianură a permis o recuperare a aurului de numai 25—30%. Creșterea fineții de măcinare nu a îmbunătățit semnificativ extracția. S-au obținut însă extracții de 60—70% în aur, folosind 200 kg NaOH la tona de minereu, apoi cianurare la 75°C, timp de 70—80 ore, oxidare în aer și menținerea *p*H-ului $\simeq$ 10 cu un amestec de CO_3^{2-}/HCO_3^-.

Dintr-un minereu conținînd cuarț, bioxid de mangan și aur, din care 20% era asociat și 80% liber, s-a extras aurul cu randament mai mare de 99,5%, prin cianurare urmată de lesiere cu HCl și H_2O_2.

Un minereu carbonat, aurifer a fost lesiat timp de 24 de ore cu o soluție alcalină de cianură, conținînd 0,3% NaOH în exces, cu un consum specific mai mare de 5 kg/t (*p*H = = 10—11,5). Reziduul solid a fost lesiat cu 1,1% NaCN și 40 kg NaOH/t minereu. Randamentul de extracție a aurului a crescut de la 9,5% la 67%, prin utilizarea NaOH.

Extracția aurului și argintului din minereuri care conțin 2,7 g/t Au și 50 g/t Ag cresc dacă acestea se lesiază cu soluție de alcalii și sulfuri, după care se cianurează. Astfel, minereul măcinat sub 0,16 mm a fost tratat cu soluție NaOH 2 M și Na_2S 0,25 M, timp de șase zile, înainte de cianurare.

Randamentul final de recuperare a aurului a fost de 96,3% aur și 76% argint.

Pentru minereuri refractare se propune tratarea cu Na_2CO_3, în autoclavă, la temperatura de 180—225°C și presiune de oxigen. Barbotina a fost tratată apoi cu o soluție de cianuri și cărbune activ în contracurent.

Adăugarea de săruri de Fe^{3+} la oxidarea în autoclavă a sulfurilor complexe care conțin și aur a dus la creșterea extracției aurului. Astfel, un minereu care conține: 5,67 g/t Au; 22,68 g/t Ag; 4,92% Fe; 2,8% S total; 0,79% C, a fost oxidat în autoclavă la temperatura de 150—175°C, *p*H < 1,85 în prezența H_2SO_4. Aurul rezidual a scăzut sub 0,283 g/t. Dacă minereul conține carbonați înainte de autoclavizare este tratat cu acid sulfuric.

Dintr-un minereu complex care conține: 20,8 g/t Au; 12,4 kg/t Au, alături de 30,3% SiO_2; 5,23% Al_2O_3; 15,8% Fe_2O_3; 0,64% CaO; 0,8% MgO; 2,53% K_2O; 0,27% Na_2O; 0,27% MnO; 10,2% S total; 11,9% Pb; 9,1% ZnO și 1,1% Cu, după o prăjire sulfatizantă la temperatura de 750°C timp de 45 minute sau la 500°C timp de 120 minute, prin eluare cu apă, pentru recuperarea a 93,96% din argint și 90—96% din cupru și zinc, urmată de eluare cu 3—4 kg/t cianură, s-a extras mai mult de 99% din aurul existent și restul de argint.

Scăderea conținutului de cianură s-a realizat și prin adăugare de Na_2SiO_3. Astfel, un minereu măcinat în proporție de 65%, sub 0,07 mm, a fost aerat timp de 90 minute la *p*H ~ 11, adăugîndu-se ~ 1 kg/t Na_2SiO_3; acesta a fost din nou aerat timp de 30 minute la *p*H = 10,3 și apoi tratat 24 h, cu soluție de cianuri, cu aerare intensă de 2 h. Randamentul de extracție a aurului a trecut de 90%.

O instalaţie care prelucrează 1 000 t/lună minereu cu un conţinut de 3 g/t aur cuprinde următorul ciclu de fabricaţie: minereul este spălat într-un vas deschis, măcinat, după care este adus într-un bazin căptuşit cu folie de plastic, de dimensiunea de $27 \times 9 \times 3$ m³, unde este tratat cu 30 m³ soluţie de NaCN 0,1% la două tone de minereu. Din soluţie aurul este reţinut pe cărbune activ.

Clorurarea. Metoda constă în tratarea minereurilor aurifere cu clor gazos, la temperatură ridicată pentru a volatiliza clorurile de aur: Au_2Cl_6, $AuMCl_6$, unde M = Fe, Al. Clorurile sînt recuperate prin condensare. Ca agent de clorurare se pot utiliza şi clorurile alcaline.

Astfel, cenuşile de pirită care conţin Fe, Cu, Pb, Zn, Au şi Ag au fost peletizate cu $CaCl_2$ şi $FeCl_2$. La temperatură ridicată s-au volatilizat clorurile metalelor neferoase şi 39% din fierul existent.

Clorurarea cu clor gazos poate fi condusă şi în soluţie, în prezenţa altor cloruri.

Astfel, nămolul de la electroliza cuprului, conţinînd: 0,99% Au; 20% Ag; 0.009% Pt; 0,043% Pd; 4,73% Cu, a fost tratat cu soluţie $NH_4Cl/3N$, timp de cinci ore, în raport 375 g solid/l, clorurat cu 0,5 l/min. clor, timp de 1,3 h, apoi cu 0,25 l/min clor, timp de 2 h la 60°C. Dizolvarea aurului a fost de 99,84%. Un randament asemănător s-a obţinut şi la clorurarea cu clor în soluţie de NaCl (η = 99,26%).

Din nămolul anodic de la electroliza argintului s-a recuperat aurul prin următorul procedeu: prăjire oxidantă pentru eliminarea seleniului; eluare cu H_2SO_4 pentru recuperarea cuprului; clorurare cu clor gazos pentru recuperarea aurului; reducerea aurului existent în soluţie, la aur pulbere care apoi se rafinează.

Nămolul de la electroliza cuprului a fost tratat cu o soluţie de hidroxid de sodiu 0,5—2,5 N, după care s-a adăugat $CaCl_2$ şi s-a ajustat *p*H-ul la 1,5 cu HCl 3 N. Din soluţie aurul a fost extras cu solvenţi. Extracţia a fost de peste 99%.

Acelaşi tip de material (nămol anodic de la electroliza cuprului) a fost solubilizat cu H_2SO_4 şi NaCl. Aurul şi argintul au fost clorurate parţial şi recuperate din soluţie (aurul prin cementare cu cupru sau pe cărbune activ), iar din materialul solid prin flotaţie. Randamentul total de extracţie a aurului a fost de 99%.

Dintr-un material rezultat ca nămol în tehnologie Merril-Crowe, avînd o concentraţie de 3% în aur, s-a recuperat aurul prin tratare cu HCl şi NaOCl.

Pentru recuperarea Cu, Zn, Ag şi Au din cenuşi de pirită, s-a propus următorul flux tehnologic: măcinare sub 90 μ, cu minimum 50% sub 25 μ; amestecare cu soluţie de recirculare, în raport solid: lichid = 1 :2; leşiere cu HCl; filtrarea şi spălarea reziduului cu soluţie de $CaCl_2$; recircularea apelor de spălare; precipitarea selectivă a metalelor valoroase din soluţia rezultată.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 8, 1989

Aspecte ecologice ale cercetărilor tehnologice, p. 16 — Deshidratarea şlamurilor de scurgeri poluate chimic, rezultate de la decaparea cu acid clorhidric, p. 18 — Rezervele creşterii eficienţei de utilizare a gazelor de cocserie în producţia de fontă de furnal, p. 22 — Procedeu de micşorare a emanaţiilor de gaze din spaţiul dintre conuri ale furnalului, p. 23 — Elaborarea oţelurilor rezistente la coroziune cu utilizarea catalizatorilor, p. 24 — Forma optimă a lingourilor fără maselotă pentru piese forjate, p. 25 — Sistem de analiză tehnică a exhaustoarelor instalaţiilor de epurare a gazelor în secţiile Martin, p. 26 — Durificarea pieselor cu aplicarea concomitentă a acoperirilor de antifricţiune, p. 27 — Îndreptarea laminatelor rotunde, p. 27.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 9, 1989

Mărirea rezistenţei lingourilor din fontă prin tratament cu vibraţie, p. 36 — Înveliş moale pentru căptuşirea conductelor de insuflare a aerului cald în furnale, p. 36 — Micşorarea gradului de oxidare a oţelului cu conţinut scăzut de carbon, p. 37 — Utilizarea combinată a combustibilului de cărbune pulverulent şi în bucăţi la preîncălzirea deşeurilor în convertizor, p. 37 — Tipuri noi de produse — ţevi bimetalice, p. 38 — Instalaţie de profilare a ţevilor-cale de îmbunătăţire a calităţii ţevilor profilate, p. 39 — Mărirea rezistenţei sculelor tubulare, p. 40.

Observații privind influența structurii masei metalice de bază a fontei cu grafit nodular asupra poziției punctelor critice de transformare în stare solidă

Dr. ing. Al. Munteanu
Universitatea din Brașov

CZ: 669.131:622

În lucrare se fac unele observații privind influența structurii masei metalice asupra poziției punctelor critice pe scara temperaturii, precum și cîteva considerații legate de definirea și simbolizarea acestor puncte critice, pentru fonte cu grafit nodular.

O dovadă că fonta cu grafit nodular este un aliaj intrat de curînd în categoria aliajelor supuse *frecvent* tratamentului termic este faptul că, în diverse centre de cercetare sau școli metalurgice din lume, punctele critice sînt simbolizate diferit, deși din punct de vedere termodinamic transformările marcate de acestea nu diferă.

Astfel, în unele lucrări se constată că s-au împrumutat simbolurile punctelor critice ale oțelurilor hipoeutectoide $A_{C1} - A_{C3}$, deși, la fontele cu grafit nodular, mecanismul și cinetica transformărilor la încălzire sînt puternic influențate de prezența grafitului și a masei metalice bogate în siliciu.

În diverse lucrări, aceleași puncte care marchează apariția în structură la încălzire a austenitei, respectiv terminarea transformării feritei în austenită sînt simbolizate cu A_s respectiv cu A_f [1], [7] cu $A_{1.1}$ respectiv $A_{1.2}$ [1], [5], cu A_{1i} și A_{1s} [8] sau $A_{C1} - \alpha_T$ [3], [4].

În această situație pentru a se evita confuziile care pot apărea, sînt necesare atît precizări privind natura transformărilor care au loc, cît și adoptarea unei terminologii care să fie folosită în mod unitar de către specialiștii din acest domeniu.

Modul de lucru

S-au turnat prin procedeul „In mold" un număr de zece bare Ø 30 × 250 mm, dintr-o fontă cu grafit nodular cu o structură inițial perlitică și cu compoziția prezentată în tabelul 1.

Prin prelucrare mecanică și debitare s-au executat 30 epruvete Ø 25 × 40 mm, care au fost supuse marcării și controlului de duritați.

După turnare, duritatea a fost cuprinsă între 290 și 310 *HB* 5/750, duritatea medie fiind de 308 *HB*. S-a analizat microscopic aspectul structurii la epruvetele cu duritate medie și la epruvetele cu duritate maximă.

Structura, care nu diferă sensibil în funcție de duritate, este prezentată în figura 1. Din ea rezultă existența a aproximativ 98% perlită și aproximativ 2% ferită în jurul nodulelor mari de grafit, grafit nodular uniform distribuit și cantități foarte mici de carburi existente la limita celulelor eutectice.

Tabelul 1

Compoziția chimică a fontei cu grafit nodular

Materialul \ Elemente, %	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cu
Fgn turnat în epruvete	3,49	2,63	0,71	),011	),050	),51	),32
Limite admise	3,2—3,6	2,6—2,9	),6—),9	),02	0,1	—	—

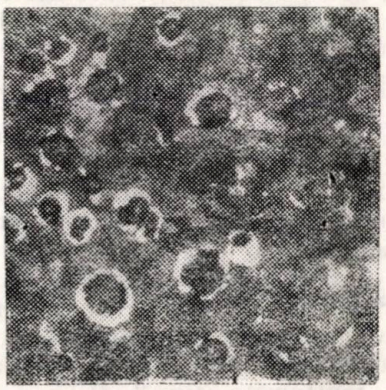


Fig. 1. Structura de turnare a fontei cu grafit nodular perlitice; atac nital 5%; 100 : 1

Pentru început s-au determinat orientativ temperaturile la care în fontă au loc transformări structurale, utilizîndu-se metoda călirii succesive. Această metodă simplă are avantajul că poate servi la aprecieri asupra structurii obținute la încălzire, pe baza rezultatului călirii de la temperaturi crescătoare.

S-au călit (denumire improprie întrucît nu toate temperaturile sînt supracritice) cîte două epruvete pentru fiecare temperatură, începînd cu 600°C, din 25, în 25°C, pînă la 925°C.

Durata de menținere la temperatura de călire a fost de fiecare dată de 1 h, răcirea efectuîndu-se în apă cu o temperatură de 18—20°C.

Distribuția durităților medii măsurate după răcire în trei puncte pe cele două epruvete este prezentată în figura 2.

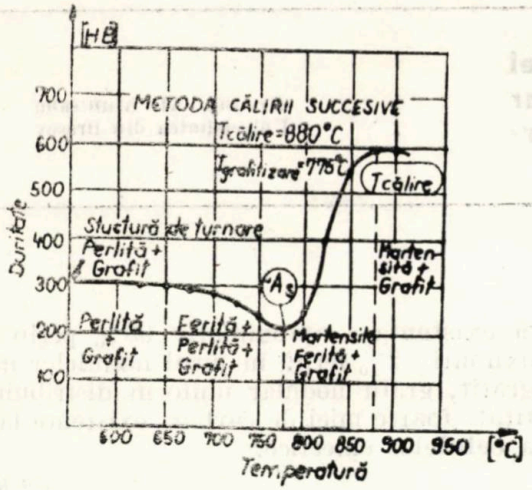


Fig. 2. Rezultatul metodei călirilor succesive aplicat fontei cu grafit nodular cu o structură de turnare

Aspectul curbei de variație a durității, în funcție de temperatura de la care s-a făcut răcirea în apă, indică faptul că, începînd cu temperatura de ~625°C, în structura fontei cu grafit nodular turnate, de compoziția chimică dată pe durata unei ore de menținere, încep să se desfășoare fenomene de grafitizare a cementitei perlitice (fig. 3, *a*), fenomen care are loc cu intensitate maximă între 725 și 775°C. La aceste temperaturi, după răcire rapidă, structura metalografică este formată din 80—85% ferită, 15—20% perlită globulară la limitele celulelor eutectice (perlită care înglobează carburile existente inițial la turnare) și grafit.

În figura 3, *b* este prezentat aspectul structurii obținute după încălzire la temperatura de 750°C, menținere o oră și răcire în apă.

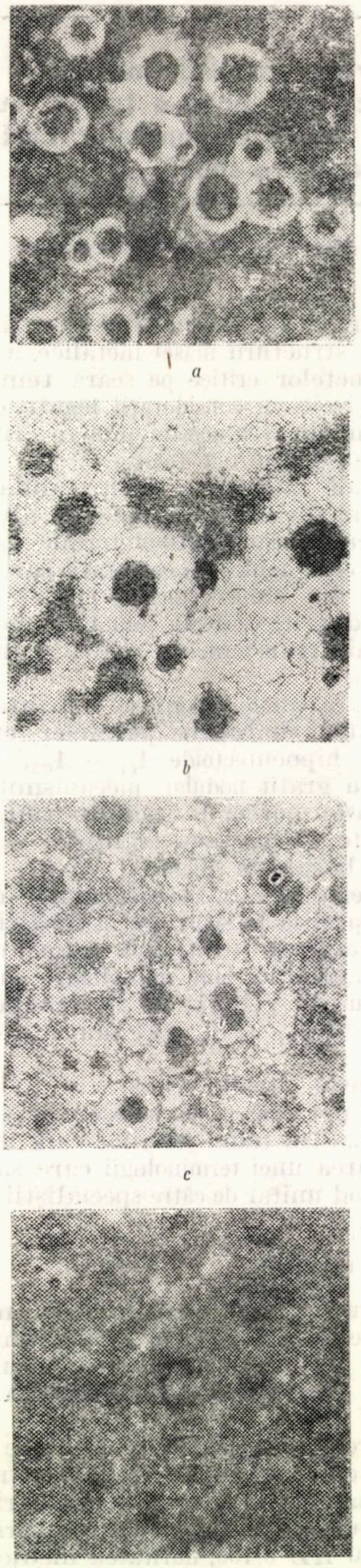
Ridicarea temperaturii de călire, în intervalul 800—850°C, face ca duritatea să crească sensibil, această creștere fiind urmare a apariției în structură a austenitei care, la răcirea în apă, generează martensita (fig. 3, *c*).

Pentru temperaturi situate peste 875°C, duritatea obținută este maximă, ~605 *HB*, iar la temperaturi peste 900°C, datorită apariției unor cantități mai mari de austenită reziduală, duritatea scade ușor.

Structura de călire de la temperatura de 875°C și menținere o oră este prezentată în figura 3, *d*.

Cunoscîndu-se intervalul de temperaturi optime de recoacere de grafitizare subcritică și temperatura de călire, în scopul modificării masei metalice s-au supus călirii și recoacerii subcritice epruvete din aceeași calitate de ferită. Regimurile termice la care s-au executat operațiile de călire și recoacere de grafitizare subcritică sînt indicate în figura 4.

În această figură sînt prezentate toate ciclurile operațiilor de tratament termic executate pe epruvete. Pentru început s-a supus călirii



a

b

c

d

Fig. 3. Aspectul structurii după răcire rapidă în apă de la diverse temperaturi de încălzire: *a* — 625°C/1h; *b* — 750°C/1h; *c* — 825°C/1h; *d* — 875°C/1h; atac nital 5%; 100 : 1

(secvență 1—4) un număr de alte 30 epruvete turnate, epruvete pe care, după călire, s-a aplicat din nou metoda călirilor succesive.

Aspectul comparativ al variației durității după răcire rapidă de la diverse temperaturi pentru structura de turnare și călire a fontei este prezentat în figura 5.

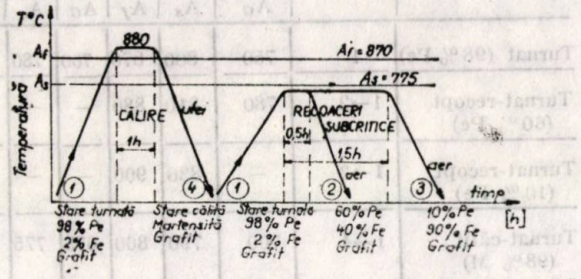


Fig. 4. Ciclograma regimurilor termice aplicate epruvetelor din Fgn

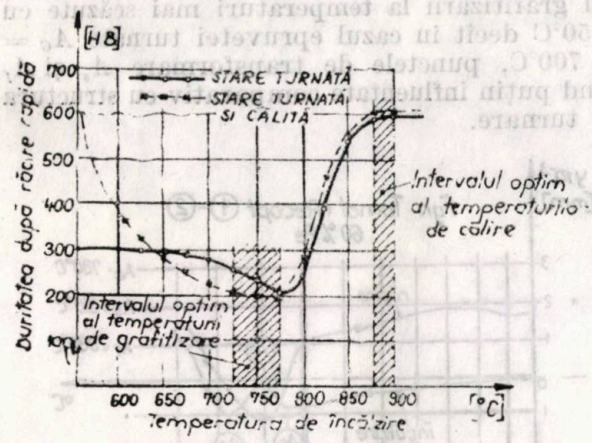


Fig. 5. Rezultatele aplicării metodei călirii succesive asupra epruvetelor cu structura de turnare și structura de călire în ulei

Se constată că aplicarea unei operații de călire prealabilă micșorează temperaturile de început și de sfîrșit de transformare.

Observațiile făcute cu ajutorul metodei călirilor succesive au fost verificate apoi pe cale dilatometrică.

Pentru aceasta s-au executat patru epruvete Ø 4,5 × 60 mm care au fost supuse unui tratament termic diferențiat, asigurîndu-se la aceeași compoziție chimică o structură a masei metalice diferită. Regimurile de tratament termic aplicate epruvetelor sînt prezentate în figura 4.

Aspectul dilatogramelor obținute la o viteză de încălzire de aproximativ 3°C/min pentru structura de turnare și pentru structura de călire este înfățișat în figura 6.

În cazul epruvetei cu structură de turnare, procesul de grafitizare devine vizibil la temperaturi de 740—750°C, fiind marcat de o dilatare pronunțată datorită descompunerii cu mărire de volum a cementitei perlitice în ferită și grafit.

Grafitizarea cementitei continuă să se desășoare pînă la 800°C, temperatură la care epruveta se contractă.

Contracția este datorată transformării eutectoide cu formare a austenitei atît după aspectul stabil (din ferită și grafitul format anterior), cît și după aspectul metastabil (din perlită a cărei cementită nu s-a descompus pe durata încălzirii) și durează pînă la aproximativ 870°C.

În sprijinul acestei afirmații stă metoda călirii succesive, și anume călirea executată la 825°C după o oră de menținere. După călire de la această temperatură intercritică (fig. 3, *c*) în structura masei metalice se constată existența martensitei (formate din austenită la răcire), a feritei netransformate și a perlitei. Deci, pe durata parcurgerii intervalului de temperaturi cuprins între 800 și 870°C în aliaj coexistă patru faze, și anume: austenita, ferita, grafitul nou format, cementita (din perlita netransformată existentă la limita celulelor eutectice unde conținutul de Mn și P este mai ridicat) și, desigur, grafitul preexistent.

Încălzind epruveta la temperaturi situate peste 870°C, procesul de contracție încetează urmînd o dilatare uniformă a austenitei datorată încălzirii și dizolvării treptate a carbonului.

Cele menționate susțin faptul că simbolizarea punctelor de transformare cu A_{C1} și A_{C3}, întocmai ca la oțelurile hipoeutectoide, nu este corectată întrucît, în cazul oțelurilor, între aceste temperaturi subzistă doar două faze: ferita (în curs de dispariție prin dizolvare în austenită) și austenita care crește cantitativ prin dizolvarea feritei.

În acest sens, se sugerează ca punctul de inflexiune situat la temperatura de ~ 800°C să fie simbolizat cu A_s, ca punct de început (start) al dizolvării feritei, iar punctul marcat de temperatura 870°C cu A_f ca punct de sfîrșit al dizolvării feritei în austenită.

Totodată, urmărind dilatogramele fontelor cu grafit nodular (fig. 7), cu masa metalică perlitică sau feritoperlitică, se constată existența la încălzire a unor puncte de inflexiune distincte, clar marcate, puncte care indică începutul grafitizării cementitei eutectoide.

Întrucît în practica tratamentelor termice acest punct împreună cu punctul A_s indică intervalul optim, de maximă cinetică, al grafitizării, se consideră utilă determinarea lui experimentală pentru fiecare calitate de fontă tratată termic și notarea lui cu un simbol aparte (A_G).

Cunoașterea celor trei puncte critice A_G, A_s și A_f, pentru fiecare calitate de fontă cu grafit nodular, devine indispensabilă pentru executarea unui tratament termic corespunzător.

Autorul se referă la recoacerea de grafitizare subcritică, călirea intercritică, călirea izotermă sau alte operații de tratament termic care sînt sau pot fi executate [1], [2].

Se constată că toate cele trei puncte critice de transformare sînt influențate de viteza de încălzire, fiind deplasate în sus pe scara temperaturii o dată cu creșterea vitezei de încălzire. De asemenea, punctele critice sînt influențate de masa metalică de bază.

Astfel, pe măsură ce în structură cantitatea de ferită crește, temperatura începutului de grafitizare se mărește (tab. 2), iar cînd ferita devine preponderentă, punctul de inflexiune care marchează grafitizarea nu se mai pune în evidență pe dilatogramă (fig. 7).

Punctele de transformare A_s și A_f sînt și ele influențate de cantitatea de ferită din structură, constantîndu-se o tendință de ridicare a temperaturii acestora.

Interesant este comportamentul la încălzire și răcire al epruvetei călite, cu o structură formată din martensită și grafit, a cărei dilatogramă este prezentată în figura 6.

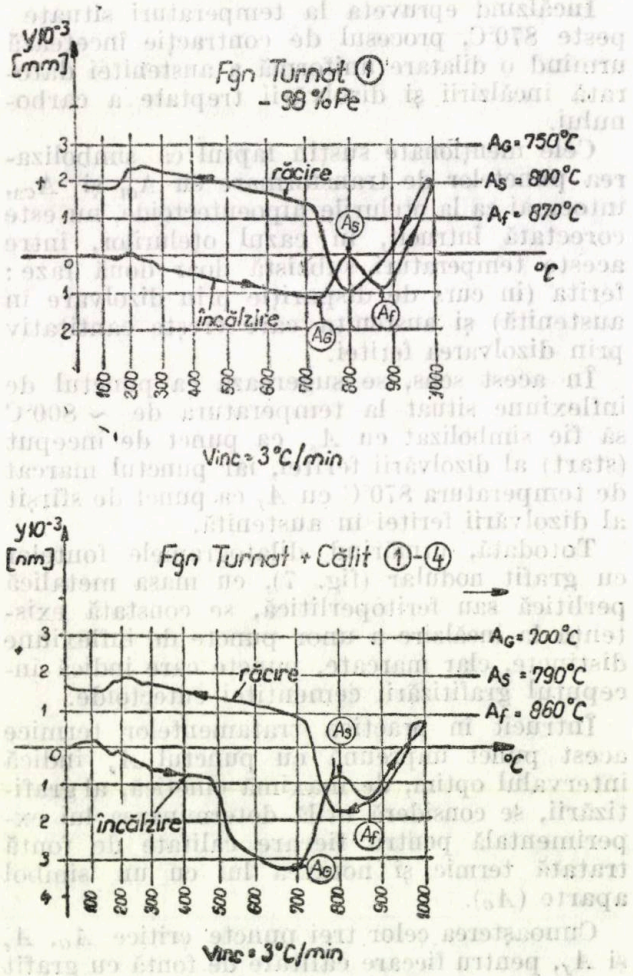


Fig. 6 Aspectul dilatogranulelor epruvetelor turnate și călite

Tabelul 2

Temperaturile punctelor critice de transformare obținute dilatometric și experimental

Starea structurală	Regimul termic (fig. 4)	Punctele critice, °C					
		metoda dilatometrică			metoda călirii succesive		
		A_G	A_s	A_f	A_G	A_s	A_f
Turnat (98 % Pe)	1	750	800	870	700	780	890
Turnat-recopt (60 % Pe)	1→2	780	810	880	—	—	—
Turnat-recopt (10 % Pe)	1→3	—	830	900	—	—	—
Turnat-călit (98 % M)	1→4	700	790	860	675	775	875

Aspectul acestei dilatograme indică începutul grafitizării la temperaturi mai scăzute cu ~50°C decît în cazul epruvetei turnate A_G = = 700°C, punctele de transformare A_s și A_f fiind puțin influențate comparativ cu structura de turnare.

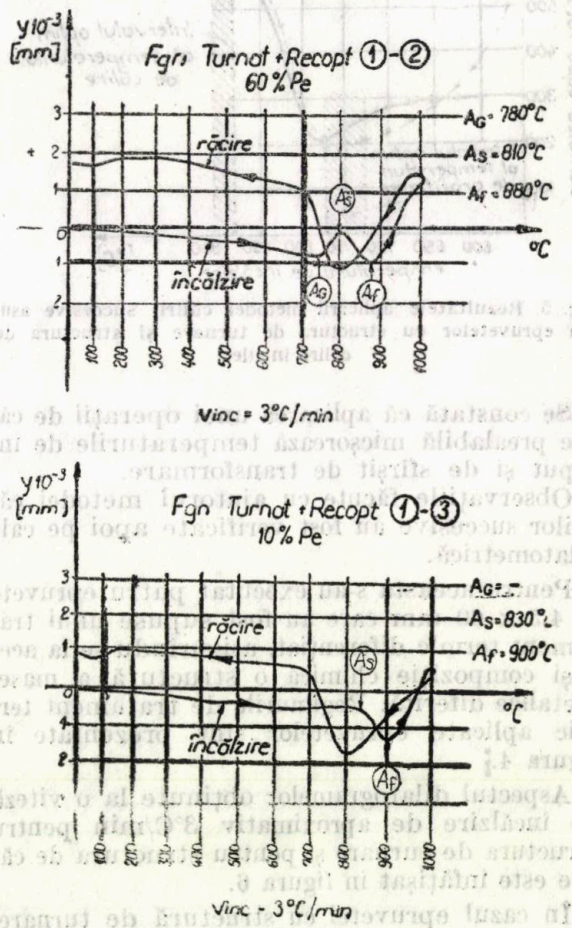


Fig. 7. Aspectul dilatogramelor epruvetelor recoapte cu o structură a masei metalice diferită: *a* — 60% perlită; *b* — 10% ferită

Totodată, analiza acestei dilatograme arată faptul că, pînă la temperaturi de 470—480°C în martensita bogată în siliciu, fazele inițiatoare ale viitoarelor carburi globulare sînt încă coerente. În intervalul 450—550°C se produce pierderea coerenței fazelor și apariția carburilor foarte fine la limita cărora apar primii germeni de grafit [2]. Între temperaturile 550 și 700°C se produc coalescența carburilor și creșterea grafitului la limita carburilor globulare cu ferita. Este de menționat faptul că, și la aceste temperaturi, este posibilă grafitizarea, germenii de grafit crescînd pe seama carbonului conținut în carburile globulare mari.

În tabelul 2 sînt redate valorile experimentale obținute pentru temperatura punctelor critice la încălzire prin dilatometrie, respectiv intervalul optim al temperaturilor de încălzire în vederea călirii sau grafitizării.

Comparînd punctele critice A_s și A_f obținute cu valorile temperaturilor calculate, utilizînd relații empirice recomandate în literatură, se constată, în funcție de precizia acestor relații, diferențe relativ mari. Astfel, utilizînd relațiile următoare care nu țin seamă de toate elementele de aliere [8]:

$$A_{C_{inf}} = 730 + 10\%\ Si$$

$$A_{C_{sup}} = 750 + 28\%\ Si - 25(\%Mn - 1{,}8\%\ S)$$

se obțin: $A_s = 756°C$ și $A_f = 806°C$.

Raportată la aceste puncte, recoacerea de grafitizare s-ar desfășura un timp prea lung, călirea intercritică nu ar asigura obținerea unei structuri formate din martensită, ferită și grafit, iar călirea s-ar executa la temperaturi prea scăzute, care nu ar duce la omogenizarea austenitei.

Concluzii

Punctele critice de transformare în stare solidă și temperaturile de încălzire, în vederea realizării tratamentelor termice, sînt influențate, la acea compoziție, de structura masei metalice de bază.

O dată cu creșterea cantității de ferită din fonta cu grafit nodular, punctele A_s și A_f se deplasează în sus pe scara temperaturii.

Executarea unei operații de călire prealabilă duce la micșorarea temperaturii de început de grafitizare a cementitei eutectoide, temperaturile punctelor A_s și A_f modificîndu-se puțin.

În acest fel, intervalul optim al temperaturii operațiilor de recoacere de grafitizare subcritice crește, iar durata recoacerii executate la temperaturi puțin subcritice se micșorează sesizabil.

Întrucît utilizarea relațiilor empirice de calcul al temperaturii punctelor critice nu poate ține seamă riguros de compoziția chimică și de structura masei metalice a fontei cu grafit nodular, se recomandă ca aplicarea unui anumit gen de tratament termic să fie precedată de determinarea cu precizie a punctelor critice prin dilatometrie sau, mai simplu, prin metoda călirii succesive.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ripoșau, I., Sofroni, L., Chișamera, M. *Fonta bainitică*. București, Ed. Tehnică, 1988.

[2] Munteanu, Al. *Încercări privind scurtarea duratei recoacerii de feritizare a fontelor cu grafit nodular perlitice*. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 6, 1989, p. 297—302.

[3] Dodd, J. *High strength, high ductility, ductil irons*. În: Modern Castings, Anglia, 1978, p. 60—66.

[4] Dodd, J. *Zwischeastufenvergütung von Gusseisen mit kugelgraphit*. În: Giesserei, R.F.G., nr. 65, 1978, p. 73—78.

[5] Leisenberg, O. *Hochfestes Gusseisen mit kugelgraphit auf der Grundiage von Vergutungs und bainitischen Gusselungen*. În: Geisserei-techick, R.D.G., nr 12, 1980, p. 359—363.

[6] Röhrig, K. *Isotermisches Umvandeln von Gusseisen mit kugelgraphit in der Bainitstufe*. În: Härterei Thechnische Mitteilungen, nr. 39/2, martie-aprilie, 1984, p. 41—48.

[7] Kobayashi, T., Kawakuso, F., Yamamoto, H. *Fffects of alloying elements on special heat treatement on strengthening and tanghening of bainitic ductile iron*. În: IMONO, Japonia, nr. 2, 1986, p. 130—133; nr. 4., 1987, p. 211—216.

[8] Popescu, N., Dumitrescu, C., Munteanu, Al. *Tratamente termice și prelucrări la cald*. București, Ed. Tehnică, 1983.

Model matematic al interacțiunii la interfața aliaj-forma de turnare

Dr. ing. Teodora Săbău
Institutul Politehnic București

CZ : 621.744.56

Încercînd să lămurească procese mai puțin analizate pînă în prezent, lucrarea se constituie ca un material revelator în domeniu, înglobînd atît aspecte teoretice din literatura de specialitate, cît și contribuții proprii menite să completeze tabloul general al cunoștințelor legate de mecanismul formării aderențelor și de consecințele nefavorabile asupra calității pieselor turnate, aceasta cu atît mai mult cu cît, în momentul de față, nu s-a ajuns la o concepție teoretică și o rezolvare practică unitară referitor la procesele în cauză.

Analiza complexă, sistematică a principalilor factori care intervin în procesele de interacțiune la interfața aliaj-forma de turnare (fig. 1), a constituit suportul cercetărilor întreprinse, luînd în considerare rezultatele obținute pe plan național și mondial la care s-a asociat contribuția teoretică și practică proprie a autoarei.

Această analiză a pus în evidență influența condițiilor tehnologice reprezentative pentru procesele studiate asupra calității suprafeței pieselor turnate și asupra aspectelor economice ale proceselor tehnologice, permițînd să se intervină în alegerea riguros științifică a procesului tehnologic de obținere a pieselor prin turnare din punct de vedere al compoziției chimice a aliajului, al caracteristicilor fizico-chimice ale materialelor de formare și al optimizării condițiilor de solidificare.

Pornind de la concluzia că procesele de interfață au loc în sistemul complex aliaj-forma de turnare cu participarea fazei gazoase, s-a urmărit comportarea amestecului de formare în condiții strict controlate de atmosferă gazoasă, realizată prin umplerea spațiilor intergranulare cu un gaz cunoscut (aer, argon, bioxid de carbon) cu privire la formarea aderențelor, pe un model experimental a cărui configurație oferă rapoarte diferite : volum aliaj turnat/amestec de formare, indicele de aderență determinat fiind criteriul de apreciere a comportării amestecului în condițiile precizate.

S-a stabilit, astfel, că o contribuție decisivă în procesele de interfață o are atmosfera gazoasă care se formează la contactul aliaj-forma de turnare. Aceasta s-a determinat experimental printr-o metodă indirectă pe o instalație care cuprinde o sursă de căldură, pe o probă supusă investigațiilor (amestec de formare pe bază de nisip cuarțos și diferiți lianți) și pe un aparat de captare și determinare calitativ-cantitativă a gazelor.

Avînd în vedere imperfecțiunile în desfășurarea experimentelor generate de metoda de lucru adoptată, faptul că faza gazoasă suferă modificări de compoziție cu temperatura, precum și caracterul nestaționar al cîmpului de temperatură din forma de turnare, s-a propus un *model termodinamic al interacțiunii*, în care, ca date inițiale, s-au introdus temperatura la care se desfășoară interacțiunea și compoziția fazei gazoase, determinate experimental și exprimate prin presiunile parțiale p_{CO}, p_{CO}, p_{H_2O}.

Modelul termodinamic care cuprinde un sistem de șase ecuații cu șase necunoscute (presiunile parțiale reale ale componentelor fazei gazoase și activitatea carbonului) este alcătuit din (fig. 2) : trei ecuații care cuprind variația valorilor constantelor de echilibru cu temperatura pentru reacțiile independente din sistemul carbon-oxigen-hidrogen ; două ecuații care exprimă constanța maselor pe durata desfășurării reacțiilor ; o ecuație care exprimă constanța presiunilor în sistem.

Rezolvarea modelului termodinamic al interacțiunii pe microcalculatorul M18 B a dus la obținerea *valorilor reale ale compoziției fazei gazoase la interfață*, generată de reacțiile care se desfășoară la o anumită temperatură, precum și la evoluția fazei gazoase cu temperatura.

S-a stabilit, astfel, variația valorilor presiunilor parțiale ale componentelor fazei gazoase, considerînd procesul de interacțiune în care temperatura scade continuu ca o sumă de procese izoterme (pe baza faptului că una din reacțiile care au loc este reacția gazului de apă).

Pentru aprecierea caracterului fazei gazoase la interfață s-au comparat valorile obținute pe model pentru potențialul de oxigen real cu valorile potențialului de oxigen la echilibru, obținute din diagrama Richardson, ceea ce a dus la concluzia că, în procesele de interfață, atmosfera gazoasă are un caracter oxidant.

Comparînd valorile potențialului de carbon obținut pe model cu valorile potențialului de carbon la echilibru, se constată că există condiții de gazificare a carbonului din faza condensată, deci este posibil un proces de decarburare la interfață.

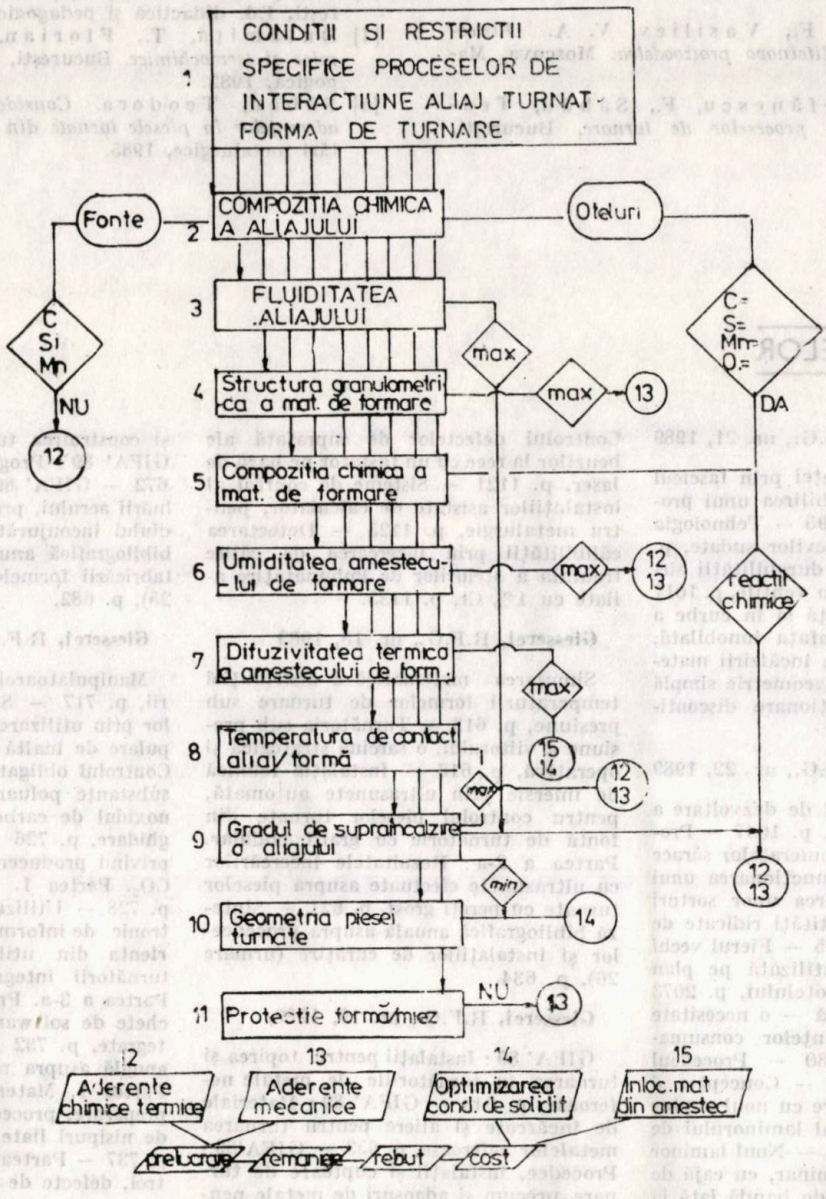
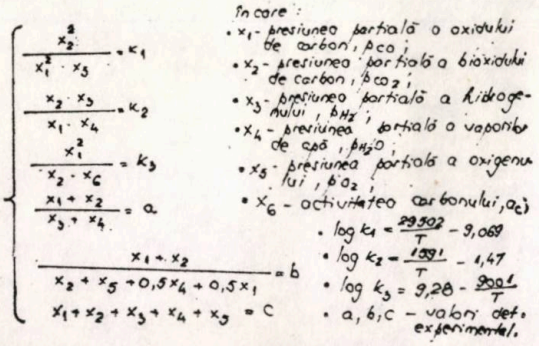


Fig. 1. Schema de interacţiune a principalilor factori care intervin în procesele de interfaţă



F ig. 2. Modelul matematic al interacţiunii

BIBLIOGRAFIE

[1] Balandin, C. F., Vasiliev, V. A. *Fiziko-himiceschie osnovi liteinovo proizvodstva*. Moscova, Maşinostroienie, 1971.

[2] Bratu, C., Ştefănescu, F., Săbău, Teodora. *Modelarea proceselor de turnare*. Bucureşti, I. P. B, 1986.

[3] Dragomir, I. *Teoria proceselor metalurgice*. Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1984.

[4] Dulămiţă, T., Florian, E. *Tratamente termice şi termochimice*. Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1982.

[5] Săbău, Teodora. *Consideraţii privind formarea aderenţelor la piesele turnate din oţel*. Bucureşti, Cercetări metalurgice, 1985.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 21, 1989

Tratamentul suprafeţei prin fascicul laser se apropie de stabilirea unui procedeu de fabricare, p. 995 — Tehnologia laserului în domeniul ţevilor sudate, p. 999 — Îmbunătăţirea durabilităţii sîrmei pentru arcuri pentru ventile, p. 1011 — Sudarea de rezistenţă şi în curbe a ţevii din oţel cu suprafaţa înnobilată, p. 1019 — Optimizarea încălzirii materialelor de încălzire cu geometrie simplă în cuptoarele cu funcţionare discontinuă, p. 1027.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 22, 1989

Stadiul şi potenţialul de dezvoltare a tehnologiei metalurgice, p. 1047 — Producerea şi fuziunea aglomeratelor sărace în SiO_2, p. 1057 — Funcţionarea unui furnal mare cu utilizarea unor sorturi diferite de cocs în cantităţi ridicate de cărbune insuflat, p. 1065 — Fierul vechi — o materie primă utilizată pe plan mondial la elaborarea oţelului, p. 2073 — Metalurgia secundară — o necesitate pentru acoperirea cerinţelor consumatorilor de oţel, p. 1080 — Procedeul CAS/CAS-OB, p. 1089 — Concepţia şi experienţa de exploatare cu noul cuptor basculant de 200 t/h al laminorului de bandă mijlocie, p. 1095 — Noul laminor cuarto reversibil, preliminar, cu cajă de refulare a laminorului de bandă lată la cald Sidmar, p. 1105 — Contribuţie la forjarea izotermă la cald, p. 1114 — Controlul defectelor de suprafaţă ale benzilor la rece cu un tastator pe bază de laser, p. 1121 — Sisteme de control al instalaţiilor asistate de calculator, pentru metalurgie, p. 1125 — Detectarea călibilităţii prin încercarea de călire frontală a oţelurilor de îmbunătăţire aliate cu 1% Cr, p. 1135.

Giesserei, R.F.G., nr. 18, 1989

Simularea matematică a distribuţiei temperaturii formelor de turnare sub presiune, p. 613 — Turnătoria sub presiune a viitorului, o sarcină strategică şi operativă, p. 616 — Instalaţia tehnică de imersie prin ultrasunete automată, pentru controlul pieselor turnate din fontă de turnătorie cu grafit nodular. Partea a 2-a: Rezultatele încercărilor cu ultrasunete efectuate asupra pieselor turnate cu pereţi groşi, p. 621 — Sinteză bibliografică anuală asupra procedeelor şi instalaţiilor de curăţire (urmare 26), p. 634.

Giesserei, R.F.G., nr. 19, 1989,

GIFA' 89: Instalaţii pentru topirea şi turnarea în turnătoriile de metale neferoase, p. 643 — GIFA' 89: Materiale de încărcare şi aliere pentru turnarea metalelor neferoase, p. 653 — GIFA'89: Procedee, instalaţii şi cuptoare de turnare, precum şi adaosuri de metale pentru turnarea metalelor neferoase, p. 655 — GIFA' 89: Consultaţii, proiectarea şi construirea turnătoriilor, p. 669 — GIFA' 89: Programe de calculator, p. 672 — GIFA' 89: Protecţia contra poluării aerului, protecţia muncii şi a mediului înconjurător, p. 675 — Sinteză bibliografică anuală asupra mecanizării fabricării formelor şi miezului (urmare 25), p. 682.

Giesserei, R.F.G., nr. 21, 1989

Manipulatoarele utilizate în turnătorii, p. 717 — Separarea alimentatoarelor prin utilizarea unui sistem de manipulare de înaltă flexibilitate, p. 722 — Controlul obligatoriu asupra poluării cu substanţe poluante în turnătorii: monoxidul de carbon ca o componentă de ghidare, p. 726 — Încercări de turnare privind producerea silicatului de sodiu-CO_2. Partea 1. Încercări de laborator, p. 728 — Utilizarea tratamentului electronic de informare în turnătorii. Experienţa din utilizarea software-ului de turnătorii integrate în 31 turnătorii. Partea a 3-a. Privire asupra pieţei. Pachete de software pentru turnătorii integrate, p. 732 — Sinteză bibliografică anuală asupra materialelor de formare. Partea 1. Materii prime, regenerare şi preparare, procedee de formare pe bază de nisipuri liate cu argilă (urmare 26), p. 737 — Partea a 3-a. Procedee de control, defecte de turnare condiţionate de materialele de formare (urmare 26), p. 742.

Dr. ing. I. Chira
Institutul Politehnic Bucureşti

Posibilităţi de utilizare a azotului ca element de aliere pentru fontele turnate

CZ : 669.13 : 661.98

Efectele favorabile ale azotului asupra structurii de turnare şi caracteristicilor mecanice ale fontelor cenuşii hipoeutectice şi eutectice sînt cunoscute, ca rezultate, în special din lucrările lui I. V. LEVI [1], [2].

Utilizarea industrială a azotului ca element de aliere pentru fontele turnate, prin intermediul compuşilor chimici cu conţinut ridicat de azot, a fost limitată datorită inconvenientelor tehnicilor actuale de realizare a tratamentului în stare lichidă al aliajului respectiv. În plus, fenomenele piroforice dezvoltate, precum şi comportarea necontrolabilă a acestor compuşi chimici cu azot la temperaturile înalte de la contactul cu aliajul lichid ridicau serioase probleme de tehnică a securităţii şi protecţiei muncii.

Pentru eliminarea deficienţelor tehnicilor de introducere a compuşilor chimici purtători de azot în topiturile metalice (metoda Sandwich, recipient tip convertizor cu capac etanş, clopot imersat, insuflarea cu lancea imersată în curent de gaz inert, strat de săruri topite la suprafaţa băii), s-au realizat un procedeu şi un dispozitiv, care fac posibilă alierea cu azot, cu randamente de asimilare convenabile economic şi rezultate reproductibile [3].

Metoda de tratare realizată la Institutul Politehnic Bucureşti face posibilă utilizarea de compuşi chimici cu azot de tipul hexametilentetraaminei, ureei, azotaţilor, sulfonitraţilor (îngrăşăminte chimice sintetice cu azot, întrebuinţate în agricultură), deci substanţe cu cost scăzut, higroscopice sau cu apă de constituţie care, deşi erau cunoscute potenţial, aveau o utilizare limitată ca urmare a reacţiilor violente la contactul cu topitura metalică (fig. 1 şi 2).

În acest context au fost efectuate cercetări comparative referitoare la randamentele de asimilare a azotului pentru diferite tipuri de substanţe chimice purtătoare de azot (tab. 1), metode de introducerea lor în topitură sau categorii de aliaje tratate (tab. 2—5); totodată, s-a analizat şi influenţa temperaturii aliajului, în momentul efectuării tratamentului, asupra randamentului de asimilare, precum şi evidenţierea unor surse de erori, care pot apărea în cazul efectuării unor determinări ale conţinutului de azot total din aliajele turnate.

Pentru realizarea alierii cu azot au fost întrebuinţaţi compuşi chimici cu azot, de puritate tehnică, sau diverşi reactivi chimici; conţinutul efectiv de azot al compuşilor cu azot utilizaţi s-a determinat chimic (tab. 1).

Determinarea conţinutului de azot s-a efectuat curent prin metoda topirii reducătoare, a extracţiei şi antrenării cu gaz purtător — argon, cu ajutorul unui aparat tip TN-14; determinarea cantitativă se realizează prin măsurarea diferenţială a conductivităţii termice a argonului pur şi a amestecului argon purtător — azot determinat.

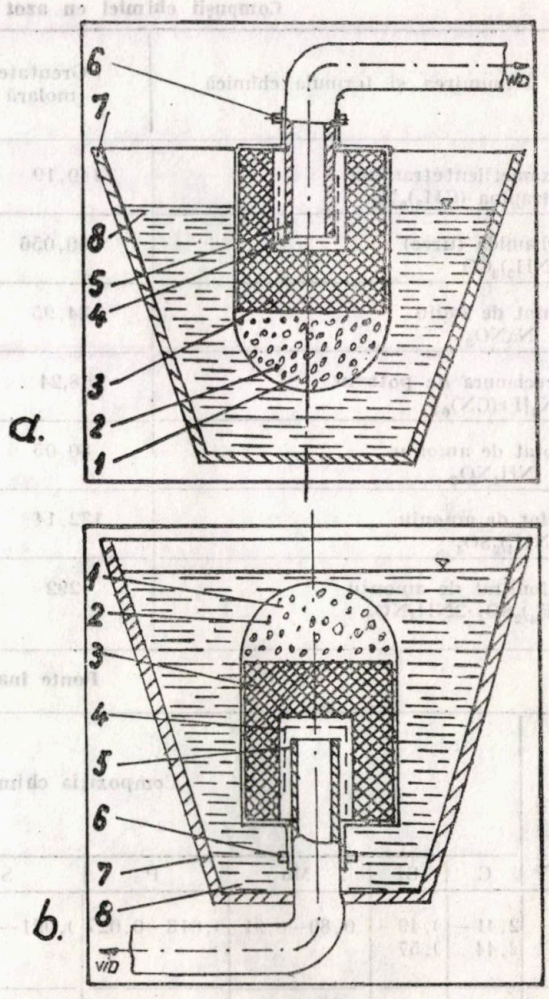


Fig. 1. Metoda de tratare brevetată: *a* — varianta tip Plunger; *b* — varianta tip Sandwich; *1* — folie de polietilenă — ambalaj pentru materialul activ purtător de azot; *2* — substanţă cu azot, pulverulentă sau granulară; *3* — filtru — nisip cuarţos, praf şamotă, azbest etc.; *4* — sită metalică; *5* — tub de absorbţie pentru realizarea depresurizării şi rigidizării; *6* — bridă de etanşare; *7* — incinta de reacţie — oală de turnare, creuzet, formă de turnare; *8* — topitura metalică

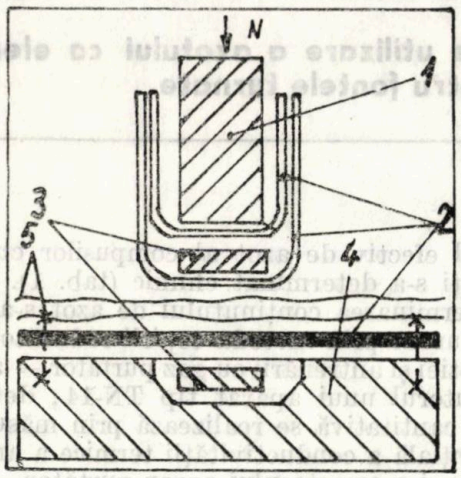


Fig. 2. Schema dispozitivului de sudare presotermoplastică pentru confecționarea ambalajului tubular: *1* — rigletă metalică, mobilă, de presare; *2* — pînză de teflon (0,5 mm grosime și 300 mesh finețe); *3* — rezistență de nichelină tip bandă (0,5 mm grosime, 3 mm lățime,); *4* — rigletă metalică fixă; *5* — fișii de folii de polietilenă

Tabelul 1

Compușii chimici cu azot utilizați pentru tratarea fontelor turnate

Denumirea și formula chimică	Greutatea molară	Norma de calitate	Conținutul de azot, %	
			teoretic	efectiv
Hexametilentetramina urotrapina $(CH_2)_6N_4$	140,19	STAS 3256—76	39,9	I = 37,3 II = 38,5
Carbamida (uree) $(NH_2)_2CO$	60,056	STAS 6643—62 N.I. 3974—67	46,66	20,1
Azotat de sodiu $NaNO_3$	84,95	STAS 6030—78	16,48	I= 15, 50 II= 16,16
Ferocianura de potasiu $K_4[Fe(CN)_6]$	368,24	STAS 10620—76	22,82	22,1
Azotat de amoniu NH_4NO_3	80,05	STAS 4890—71	35	14
Sulfat de amoniu $(NH_4)_2SO_4$	132,14	STAS 931—75 N.I. 4267—68	22 89	I = 22,1 II = 21,06
Sulfonitrat de amoniu $(NH_4)_2SO_4 \cdot 2NH_4NO_3$	292	STAS 4647—69	23,97	26,2

Fonte înalt aliate cu crom și azot

Tabelul

Simbolul șarjei de bază	Compoziția chimică, %									Conținutul de azot, % — Simbolul topiturilor aliate cu azot, rezultate din șarja de bază			
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni	N0	N1	N2	N3
Cr 1	2,41—2,44	),49—),57	0,80—0,91	0,018—0,027	),021—0,033	22,78—23,40	0,37—0,45	),27—),32	),25—),42	0,0320		0,0492; 0,0623; 0,0740	0,0830; 0,1350 0,2100
Cr 2	1,38—1,56	),53—),55	0,80—0,82	0,021—0,0170	),0121—),0127	33,54—33,70	1,50—1,73	0,27—0,31	0,13—0,39	),0095	),0276	),0473	0,0786
Cr 3	1,58—1,67	),47—),63	0,45—0,52	0,030	),011—0,012	28,10—28,61	0,11—),14	0,09—0,11	0,47—0,53	),0311	),0560	),0791	),0981
Cr 4	1,61—1,75	),19—),23	0,29—0,37	),078—0,093	0,012—0,014	16,27—16,44	0,43—0,48	0,17—0,23	0,71—0,93	),0176	),0338	),0407	),0622

Tabelul 3

Fonte albe aliate cu azot

Simbolul	Compoziția chimică, %							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
Fa1	2,7	1,25	0,24	—	—	3,12	—	1,12
Fa2	3,09	0,97	0,54	0,27	0,061	0,59	0,45	1,45

În tabelul 2 sînt indicate compozițiile chimice ale fontelor aliate cu azot la care s-a cercetat randamentul de asimilare, iar în tabelul 6 sînt menționate temperaturile băilor în momentul efectuării operației de introducere a substanțelor chimice purtătoare de azot.

Concluziile care se desprind din analiza acestor date sînt următoarele:

—randamentul de asimilare scade o dată cu mărirea cantității de substanță purtătoare de azot folosită, ca urmare a saturării treptate a

Tabelul 4

Fonte turnate aliate cu azot; fonte cenușii aliate cu azot

Simbolul șarjei de bază	Compoziția chimică, %					Gradul de saturație în carbon, s	Carbon echivalent	Conținutul de azot și elementele de aliere, %			
								simbolul topiturilor aliate cu azot rezultat din șarja de bază			
	C	Si	Mn	P	S			N0	N1	N2	N3
Fc 1	2,77—2,97	1,41—1,53	0,78—0,91	0,073—0,089	0,016—0,039	0,718	3,211	0,0043	0,0089	0,0113	0,0147
Fc 2	3,14—3,31	1,37—1,64	0,48—0,52	0,11—0,13	0,009 0,040	0,852	3,719	0,0073	0,0178	0,0033 (1,85% Al)	0,0017 (5,4% Al)
Fc 3	3,33—3,38	1,62—1,71	0,80—0,82	0,102—0,108	0,017 0,057	0,895	3,912	0,0047	0,0067	0,0083	0,0124
Fc 4	3,21	1,74	0,75	0,15	0,14	0,911	3,777	0,0034→ 0,0060; 0,0090; 0,0100 0,0062; 0,0100			
Fc 5	3,62—3,72	0,94—1,08	0,61—0,66	0,094—0,098	0,019 0,057	0,943	4,076	0,0035	0,0088	0,0112	00,137
Fc 6	3,16	1,98	1,10	0,11	0,013	0,955	3,787	0,0026→ 0,0078; 0,0060; 0,0065			
Fc 7	3,57	1,72	0,78	0,23	0,05	0,969	4,149	0,0048			0,0111
Fc 8	3,36—3,47	2,27—2,38	0,64—0,67	0,106—0,145	0,023 0,060	0,974	4,222	0,0036	0,0097	0,0143	0,0166
Fc 9	3,42	2,51	0,82	0,12	0,12	1,0008	4,209	0,0027 → 0,0093; 0,0088; 0,0101 0,0077; 0,0106			
Fc 10	3,41	2,15	0,90	0,19	0,19	1,0280	4,112	0,0051 → 0,0076; 0,0162; 0,0121			
Fc 11	3,38—3,53	1,97—2,56	0,73—1,04	0,19—0,23	0,19—0,23	1,0300	4,302	0,0033 → 0,0068; 0,0107; 0,0082; 0,0121			
Fc 12	3,45	1,70	0,88	0,11	0,11	0,998	4,224	0,0060 → 0,0115; 0,0063; 0,0093; 0,0085; 0,0084; 0,0062; 0,0110; (0,05% Al)			
Fc 13	2,87—2,91	1,47—1,52	0,81—0,83	0,107 0,110	0,107 0,110	0,768	3,386	0,0033	0,076—0,37% Al 0,089—0,54% Ti 0,0042—0,069% B)		0,0287

Avînd în vedere detaliile tehnicilor experimentale de colectare a probelor [4], eșantioanele pentru analiza conținutului de azot s-au obținut prin aspirație, cu ajutorul tuburilor de cuarț imersate în baia metalică.

Cercetările proprii, anterioare, au demonstrat faptul că pentru probele provenite din aceeași topitură apar diferențe între concentrațiile azotului, determinate prin metode uscate și umede, confirmîndu-se datele similare din lucrările [5] și [6]. Din această cauză, în unele cazuri, în paralel cu analiza prin topire reducătoare, s-au efectuat și determinări chimice, pentru analize utilizîndu-se șpan colectat din probele turnate.

băii cu azot (asimilarea are loc pînă la formarea soluțiilor lichide și a nitrurilor stabile; conținuturile de azot în aliajul lichid, mai mari decît necesarul stoichiometric menționat, duc, în timpul solidificării aliajului, la apariția de sulfuri și microporozități);

—metoda brevetată de introducere a substanțelor chimice cu azot asigură randamentele cele mai ridicate și constante de asimilare;

—cele mai mari randamente de asimilare a azotului se obțin la utilizarea feroaliajelor azotate (în special ferocrom azotat STAS 7438-66 sau GOST 4757-75 și feromangan azotat STAS 7437-66), în special în cazul în care fontele sînt aliate cu elemente (crom); pentru afinitatea mare

Tabelul 5

Aliajele tip ADAMIT aliate cu azot

Simbolul şarjei de bază	Compoziţia chimică, %									Conţinutul de azot şi elementele de aliere, %			
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Alte elem. de aliere	Simbolul topiturilor aliate cu azot, realizute din şarja de bază			
										N0	N1	N2	N3
A1	2,00—2,08	1,05—1,20	0,58—0,65	0,017—0,090	0,007—0,012	0,82—1,0	0,011	0,34—0,42	—	0,0103 0,0260 %	0,0225 %		
A2	1,73—1,81	0,92—0,97	0,76—0,81	0,030—0,037	0,006—0,019	1,34—1,37	1,56—1,72	0,47—0,49	0,025—0,64) % Al 10,022 % Ti şi 0,026 % Al) 0,18 % Ti	0,0073	0,0301 10,020 % Ti şi 0,025 % Al	0,0086 10,18 % Ti şi 0,36 % Al	0,0024 10,37 % Ti şi 0,64 % Al
A3	1,45—1,48	1,03—1,10	0,72—0,74	0,011—0,140	0,012	1,01—1,07	2,34—2,56	0,37—0,39	0,045 0,050 % B	0,0067	0,0170	0,0210	0,0246
A4	1,83—1,90	0,65—0,70	0,74—0,76	0,019—0,021	0,014—0,018	1,45—1,47	0,024—0,025	0,34—0,36	10,11—0,13) % Ti	0,0079	0,0123	0,0160	0,0198

Tabelul 6

Temperaturile fontelor la tratarea cu compuşi chimici purtători de azot

Parametrii procesului	Tipul fontei elaborate experimental																					
	fonte cenuşii											aliaje tip adamit				fonte înalt aliate cu crom				fonte albe	
Simbolul şarjei	Fc 1 Sc = 0,718	Fc 2 Sc = 0,852	Fc 3 Sc = 0,895	Fc 4 Sc = 0,911	Fc 5 Sc = 0,943	Fc 6 Sc = 0,955	Fc 7 Sc = 0,969	Fc 8 Sc = 0,974	Fc 9 Sc = 1,000	Fc 10 Sc = 1,028	Fc 11 Sc = 1,030	A1	A2	A3	A4	Cr 1	Cr 2	Cr 3	Cr 4	Fa 1	Fa 2
Temperatura fontei la tratarea cu substanţă cu azot, °C	1400	1400	1400	1300	1400	1300	1400	1400	1300	1250 1350 1450	1450	1400 1450	1500	1500	1500	1450	1500	1500	1500	1350 1450	1400

a azotului explicaţia este dată de valoarea coeficienţilor de activitate ai acestuia în aliajele binare fier-element de aliere, calculaţi teoretic;

—substanţele cele mai indicate pentru utilizarea industrială, avînd în vedere randamentul de asimilare a azotului şi intensitatea reacţiilor de descompunere şi dizolvare în topitura metalică, cu efecte piroforice scăzute, sînt hexametilentetramina şi ferocianura de potasiu (tab. 1).

Avînd în vedere formele de existenţă (reţinere) ale azotului în aliajele Fe—C, experimentările efectuate permit să se aducă unele precizări şi în ceea ce priveşte posibilităţile de determinare completă şi corectă a conţinutului de azot, pornind de la tehnica de prelevare a probelor şi pînă la operaţia propriu-zisă de determinare sau interpretare a rezultatelor obţinute.

După cum s-a menţionat anterior, determinarea azotului total din fontele turnate (format din azotul solubilizat interstiţial în soluţiile solide, azotul precipitat sub formă de nitruri şi carbonitruri complexe şi azotul molecular din micropori) se poate face rapid, prin topire reducătoare (precizia aparatului tip LECO TN-14 este de ± 0,0002% pînă la 0,0100% N pentru probe aspirate din aceeaşi topitură) şi prin metode chimice (titrarea cu indicator Tasiro pentru măsurarea concentraţiei ionilor de amoniu, prin neutralizarea cantităţii excedentare de acid sulfuric cu hidroxid de sodiu); precizia este de ± 0,0005% pentru conţinu-

turi de 0,0100 pînă la 0,5000% N, pentru probe sub formă de span colectate din epruvete turnate din aceeaşi topitură.

Topirea reducătoare a probei cu azot, în microcreuzet de grafit de puritate ridicată, se realizează la temperaturi între 1 700 şi 2 700°C şi duce la trecerea azotului din aliajul analizat, sub formă de azot elementar, în gazul purtător (antrenare), prin următoarele procese de bază: descompunerea termică a nitrurilor; extracţia azotului din soluţia solidă; reducerea nitrurilor cu carbon şi formarea de carburi solide.

Experimentările efectuate şi analizele realizate la aparatele tip TN-14 permit evidenţierea următoarelor surse de erori, care pot apărea în cazul unor astfel de determinări:

— descompunerea şi reducerea incompletă a nitrurilor; în mod evident, pentru probe aspirate din aceeaşi topitură s-au obţinut conţinuturi mai scăzute de azot prin fuziunea eşantionului la 1 800°C faţă de topirea şi extracţia la 2 400°C (compoziţiile simbol Fc 13 din tabelul 4 şi figura 3);

— modul de colectare a eşantioanelor din topitură şi prelevare a spanului din probele turnate; pentru aceeaşi topitură se obţin conţinuturi mai mici de azot, utilizînd span pentru determinarea chimică (chiar dacă colectarea spanului se face cu răcirea intensă a burghiului), şi mai mari, folosind probe tip creion, colectate prin aspiraţie în tuburi de cuarţ, pentru determinarea prin topire reducătoare;

— precizia determinărilor prin topire reducătoare se măreşte la utilizarea heliului ca gaz de extracţie şi purtător, din cauza diferenţelor sensibile existente între conductivităţile termice ale gazului purtător pur şi amestecul de gaze de extracţie: $N_2 = 5{,}8 \times 10^5$, $N_2 = 33 \times \times 10^5$ şi $Ar = (3{,}8 - 4{,}0) \times 10^5$ cal/cm·s·°C.

Pe probe executate în paralel, chimic şi uscat (prin topire reducătoare), s-au obţinut conţinuturi de azot mai mari; aceste diferenţe au fost de 10—40 ppm în cazul experimentărilor proprii, fiind reduse la fontele simple şi ridicate la fontele cu adaosuri de elemente cu afinitate ridicată pentru azot (comparativ probele simbol Fc 6, Fc 9 cu cele Fc 2, Fc 12, Fc 13 din tabelul 4).

La analiza chimică s-a observat importanţa pe care o are metoda de dezagregare a probei (tipul de amestecuri de acizi, temperatura şi timpul de fierbere determinaţi de puterea rezistenţei electrice a fierbătorului, puritatea apei distilate, a soluţiilor şi substanţelor de analiză utilizate, folosirea unor catalizatori de tipul bromacetatului de metil etc.) şi tipul de fontă analizată. Rămîn deschise problemele identificării nitrurilor în reziduul de la dezagregare, aprecierea conţinutului de azot al nitrurii de aluminiu, existenţa, comportarea termică şi gradul de solubilizare a nitrurii de siliciu şi mangan etc. [7].

Experimentările efectuate confirmă astfel datele din literatura de specialitate asupra probabilităţii reduse de realizare a descompunerii nitrurilor stabile (de Al, Ti, Si, B, Mn) la o topire reducătoare la temperaturi scăzute (analize uscate) sau topire realizată printr-o dizolvare (dezagregare) necorespunzătoare în cazul determinărilor pe cale chimică (analize umede).

Precizările expuse pe baza acestor experimentări sînt în concordanţă cu noile direcţii ale cercetărilor similare pe plan mondial, referitoare la influenţa azotului asupra aliajelor Fe—C. În ultimele lucrări din acest domeniu sînt utilizaţi termenii de azot total, azot solubil (din soluţiile solide) şi azot insolubil (legat chimic sub formă de nitruri şi carbonitruri). Aceste noţiuni se referă la condiţiile determinării umede a conţinutului de azot, cînd combinaţiile cu azot din aliajele Fe—C sînt solubile sau nu în soluţia de HCl—1N [4].

Prin azot solubil se înţelege deci azotul liber din soluţiile solide, iar prin azot insolubil, se înţelege azotul legat chimic sub formă de combinaţii; suma celor două conţinuturi formează azotul total. Analiza influenţei acestui element de aliere asupra structurii aliajelor Fe—C trebuie să se facă diferenţiat, în funcţie de formele de existenţă (reţinere) menţionate [8].

BIBLIOGRAFIE

[1] Levi, L. I. *Azot v ciugune.* În: Liteinoe Proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 6, 1955, p. 22—25.

[2] Levi, L. I. *Azot v ciugune dlia otlivok.* Moscova, Ed. Maşinostroenie, 1964.

[3] Brevet R.S.R. nr. 86470/03.VII.1982: *Procedeu şi dispozitiv pentru tratarea metalelor lichide.*

[4] Făgărăşan, M. ş.a. *Determinarea gazelor şi incluziunilor nemetalice din materialele metalice.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1977.

[5] Făgărăşan, M. *Determinarea azotului din oţeluri.* În: Metalurgia, R.S.R. 25, nr. 10, 1973, p. 650—657.

[6] Détrez, P. şi Kuhn, V. *L'azote dans l'acier moulé.* În: Fonderie, Franţa, nr. 199, 1962, p. 325—336.

[7] Făgărăşan, M. şi Buzuloiu, M. *Determinarea nitrurii de aluminiu prin metoda cu bromacetat de metil.* În: Metalurgia, R.S.R. 26, nr. 2, 1974, p. 116—118.

[8] Morita, S. şi Inoyama, N. *Behavior of Nitrogen in Cast Iron.* În: AFS Cast Metals Research Journal, S.U.A., vol. 5, nr. 3, 1969, p. 109—116.

Recuperarea căldurii din gazele de ardere evacuate din cubilou *(Lucrare de sinteză)*

Ing. I. Mănescu și ing. F. Gnandt
ICSITPSC Filiala Cluj-Napoca

CZ : 621.745.34 : 662.69

În paralel cu creșterea necesităților de fontă, timp de cca 30 de ani s-a dezvoltat producția cubilourilor cu aer cald care au fost acceptate de turnătoriile din întreaga lume. În prezent, aproape 40% din producția totală de fontă se obține în cubilourile cu aer cald.

Funcționarea cubilourilor cu aer cald determină viteze mai mari de topire, temperaturi mai mari ale fontei, consum redus de cocs etc.

Preîncălzirea aerului de combustie se face în preîncălzitoare (care folosesc o sursă de energie exterioară) sau în recuperatoare (care folosesc energia conținută în gazele de ardere evacuate din cubilou).

În țările dezvoltate industrial, majoritatea cubilourilor au fost înzestrate cu preîncălzitoare care folosesc o sursă de energie exterioară (gaze naturale, păcură etc.). Urmare a crizei energetice (prețul combustibililor a crescut simțitor), ideea încălzirii aerului în astfel de instalații se abandonează în favoarea încălzirii aerului în schimbătoare de căldură care folosesc energia gazelor calde evacuate din cubilou.

Recuperarea termică din gazele arse evacuate din cubilou este justificată dacă se are în vedere că acestea conțin cca 60% din energia termică a cocsului.

Din bilanțul termic al unui cubilou cu aer rece rezultă că randamentul său energetic nu depășește în general 30%, lucru care nu poate fi acceptat ca satisfăcător. Cea mai mare parte a căldurii introduse se pierde prin gazele arse : cca 24% sub formă de căldură fizică ; cca 36% sub formă de căldură latentă (căldura chimică conținută în CO aflat în gazele evacuate din cubilou) ; cca 10% pierderi prin pereți, neetanșeități, apă de răcire etc.

În această situație, în atenția specialiștilor au stat două probleme : creșterea randamentului termic al cubiloului și recuperarea energiei din gazele de ardere evacuate din cubilou (căldura fizică și chimică).

Preocupările pe plan mondial în direcția recuperării căldurii din gazele de ardere, evacuate din cubilou, au dus la realizarea unui mare număr de sisteme de recuperare a căldurii :

— Recuperatoare de căldură prin radiație (monotubulare), montate în coșul cubiloului (fig. 1, *a*) sau alăturat cubiloului (fig. 1, *b*). Acest tip de recuperator este recomandat cubilourilor cu diametrul cuprins între 500 și 800 mm și cu durată mică de funcționare. El asigură un grad redus de recuperare a căldurii fizice și chimice din gazele arse, cea mai mare parte din energia gazelor eliminîndu-se prin gazele evacuate la coș. Temperatura aerului încălzit se situează la niveluri de temperaturi foarte diferite (150—350°C).

— Instalații cu două trepte de recuperare a căldurii fizice și chimice, cu sisteme uscate de curățirea gazelor (fig. 2). Gazele captate sub nivelul gurii de încărcare trec printr-un sistem de curățire uscată și ajung în camera de ardere (prevăzută cu un arzător suplimentar), unde sînt aprinse, iar după arderea CO (10—15%) acestea ajung la temperatura de 950—1 030°C. Din camera de ardere gazele, trec printr-un recuperator cu două trepte fiind evacuate în atmosferă după răcire și purificare.

Randamentul termic global al cubiloului în acest caz este sub 50—55%. Acest sistem de recuperare a căldurii prezintă inconvenientul că reclamă instalații suplimentare pentru curățirea depunerilor de praf de pe tubulatura recuperatoarelor și sînt greu de întreținut.

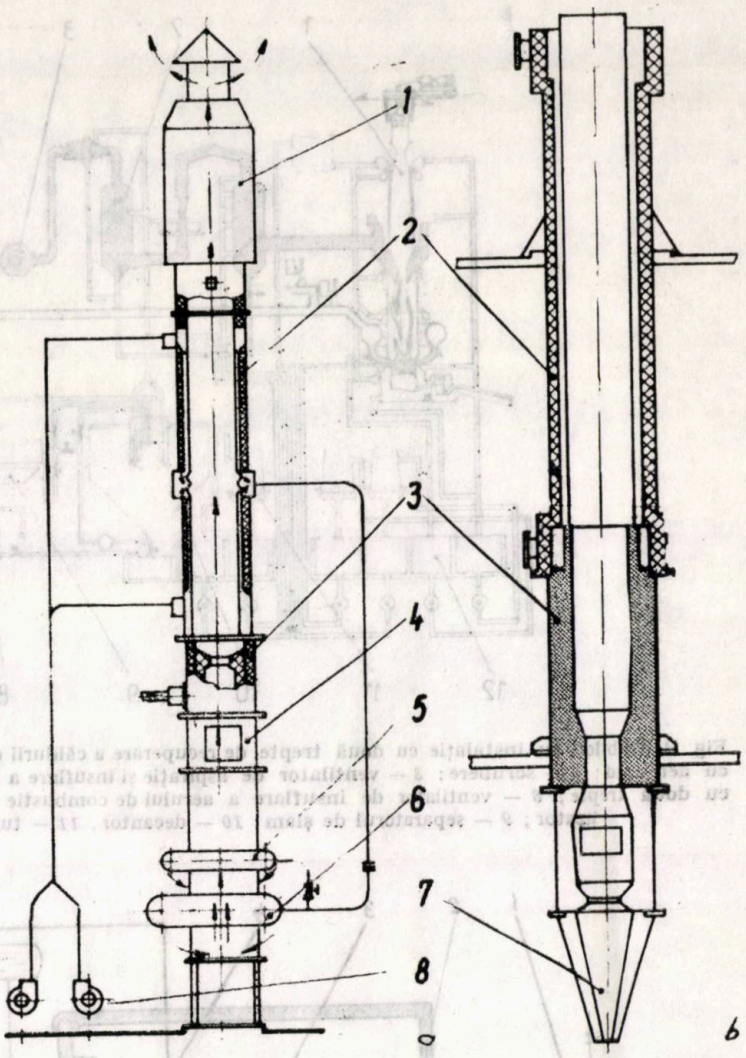
— Instalația de recuperare a căldurii cu sistem umed de curățire a gazelor (fig. 3). După cum se observă din schema prezentată în această figură, gazele sînt captate din cubilou la temperatura de 450—550°C și trecute în ordine printr-un ciclon uscat (pentru reținerea particulelor mari) apoi purificate în două sisteme umede, de tipul scruberelor. În această instalație, gazele se purifică și se răcesc pînă la temperatura de cca 150°C, după care sînt trecute într-o cameră de ardere, unde sînt aprinse și apoi trecute prin recuperator. Pentru încălzirea aerului la temperaturi de pînă la 500 — 600°C, în recuperator se introduce căldură suplimentară rezultată din arderea unui combustibil separat (gaz natural sau păcură).

Apa utilizată la desprăfuire este răcită și purificată în instalații complexe, bazine de decantare, separatoare de șlam, turnuri de răcire, instalații de neutralizare, pompe de vehiculare etc.

Randamentul energetic global al cubiloului ajunge, în acest caz, la 58—60%, iar gazele evacuate în atmosferă sînt purificate la nivelul normelor internaționale privind protecția mediului înconjurător.

— Instalații care asigură recuperarea energiei termice în două trepte (fig. 4).

Fig. 1. Cubilou cu aer cald cu recuperator de radiaţie : *a* — recuperator montat în coşul cubiloului ; *b* — recuperator montat alăturat ; *1* — parascintei (umed sau uscat) ; *2* — recuperator ; *3* — camera de ardere a CO ; *4* — cubilou cu aer cald ; *5* — conductă de aer secundar ; *6* — conductă de aer primar ; *7* — ciclon de purificare ; *8* — ventilator de aer



O asemenea instalaţie funcţionează în Franţa la uzina Renault dinMans, fiind montată la două cubilouri cu aer cald de 14 t/h şi asigurînd : preîncălzirea aerului de combustie la temperatura de 550°C, (treapta I de recuperare) ; acoperirea parţială a necesarului de energie termică al uzinei prin producerea unei cantităţi însemnate de vapori supraîncălziţi la temperaturi de 240°C şi presiunea de zece bari (treapta a II-a de recuperare).

Instalaţia asigură recuperarea căldurii aproape de 80%, ceea ce este un record în cazul cubilourilor.

Gazele arse captate sub gura de încărcare sînt introduse într-o cameră de combustie (dotată cu două arzătoare de aprindere a CO şi de preîncălzire, unde se produce un gaz la temperatura de 850°C), din care trec în recuperatorul primar cu trei etaje, unde asigură încălzirea aerului la cca 550°C (treapta I de recuperare).

Gazele trec apoi în recuperatorul secundar cu patru etaje (vaporizator, supraîncălzitor, vaporizor, economizor) unde produc abur

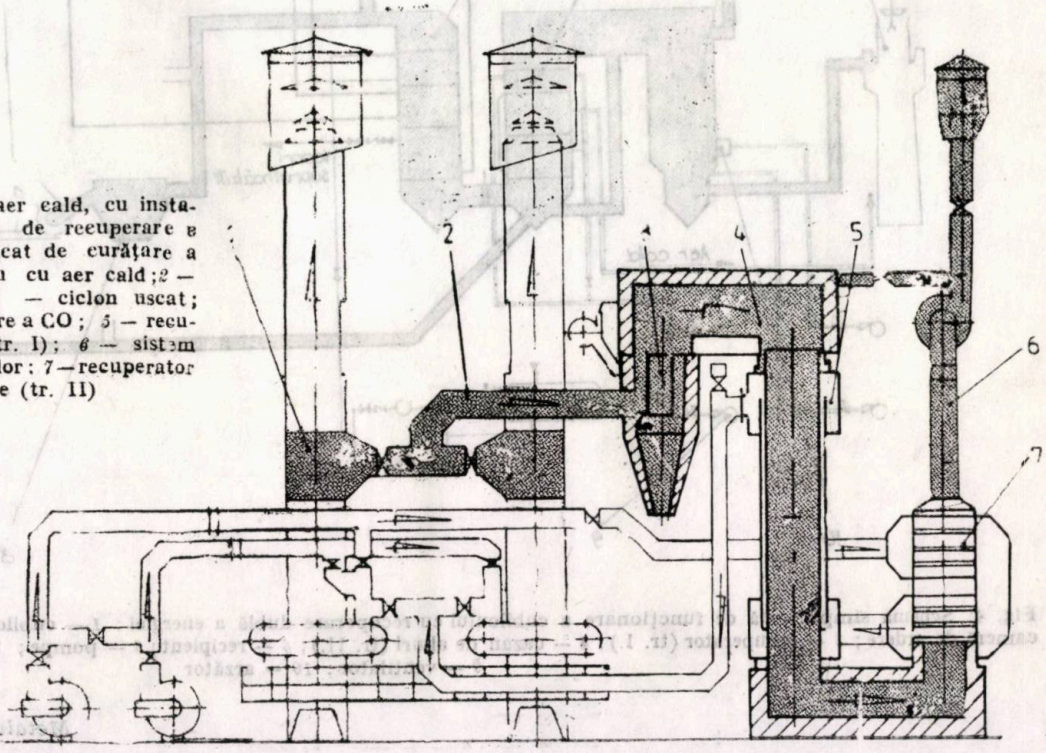


Fig. 2. Cubilou cu aer cald, cu instalaţie cu două trepte de recuperare a căldurii, cu sistem uscat de curăţare a gazelor : *1* — cubilou cu aer cald ; *2* — captarea gazelor ; *3* — ciclon uscat ; *4* — cameră de ardere a CO ; *5* — recuperator cu radiaţie (tr. I) ; *6* — sistem de exhaustare a gazelor : *7* — recuperator cu convecţie (tr. II)

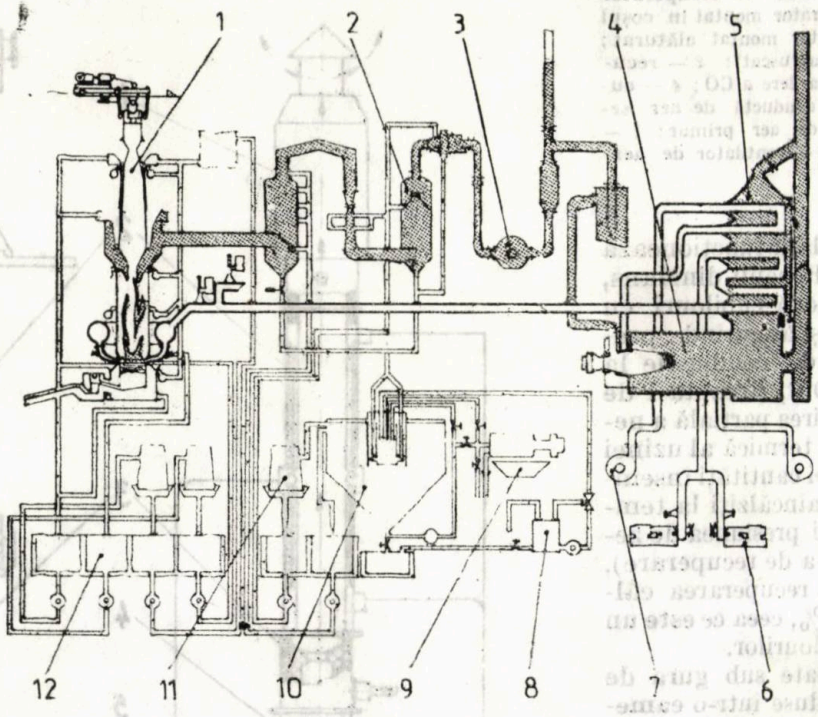


Fig. 3. Cubilou cu instalaţie cu două trepte de recuperare a căldurii cu sistem umed de curăţare a gazelor : *1* — cubilou cu aer cald ; *2* — scrubere ; *3* — ventilator de aspiraţie şi insuflare a gazelor ; *4* — cameră de ardere ; *5* — recuperator cu două trepte ; *6* — ventilator de insuflare a aerului de combustie încălzit ; *7* — ventilator de diluţie ; *8* — neutralizator ; *9* — separatorul de şlam ; *10* — decantor ; *11* — turn de răcire a apei ; *12* — rezervoare

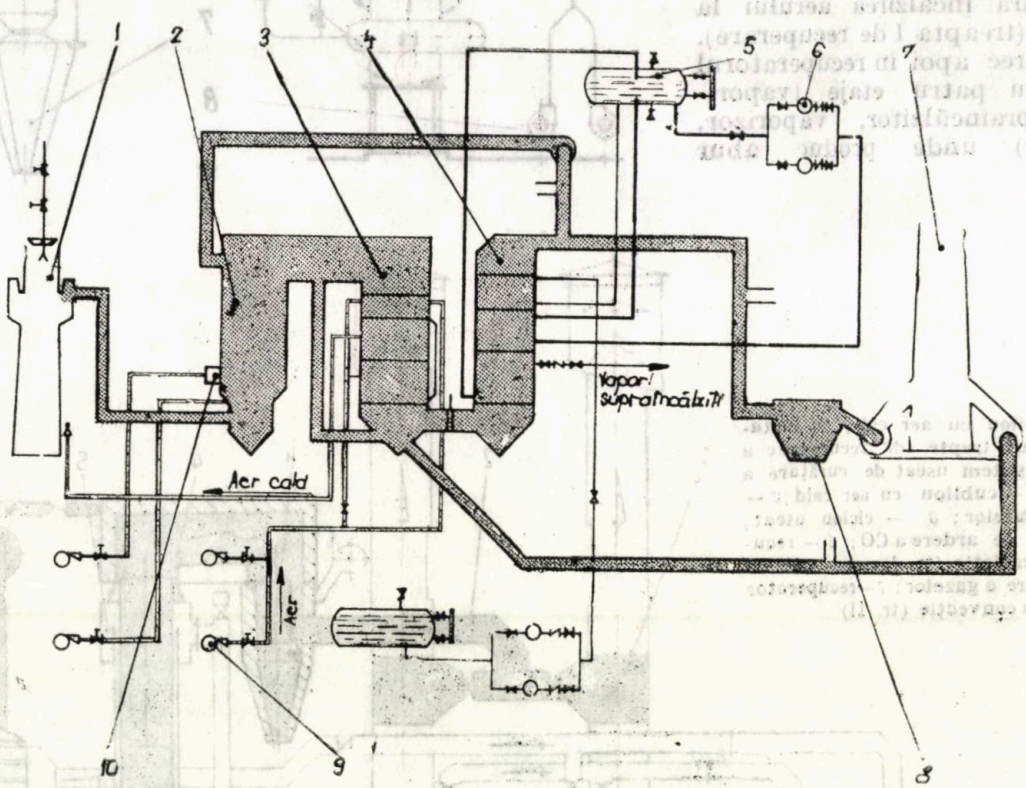


Fig. 4. Schema simplificată de funcţionare a cubiloului cu recuperare dublă a energiei : *1* — cubilou cu aer cald ; *2* — cameră de ardere ; *3* — recuperator (tr. I.) ; *4* — cazan de aburi (tr. II.) ; *5* — recipient ; *6* — pompe ; *7* — coş ; *8* — filtre ; *9* — ventilator ; *10* — arzător

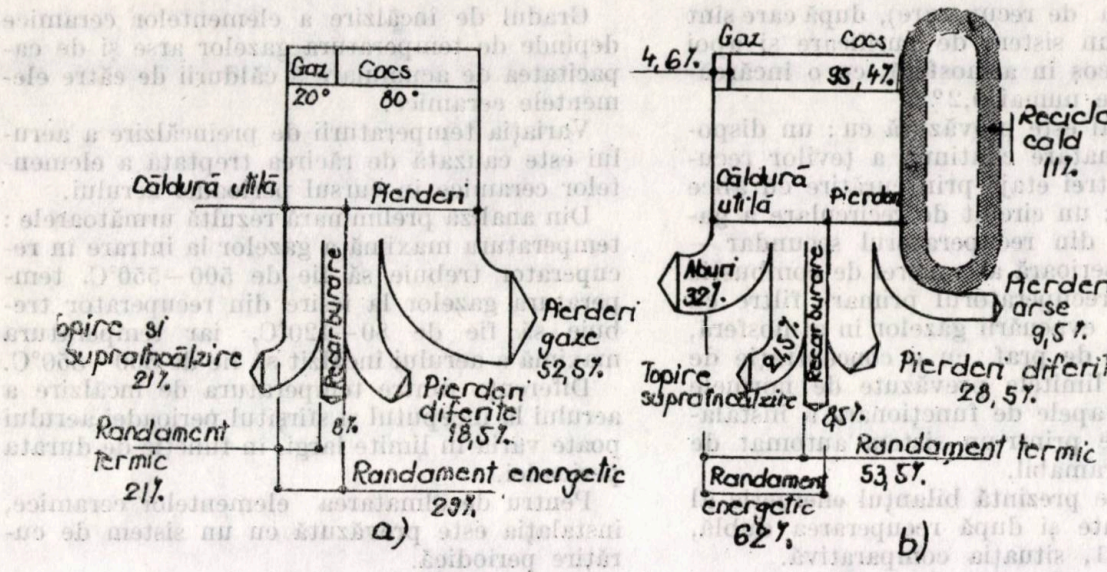


Fig. 5. Bilanțul energetic al cubiloului: *a* — înainte de recuperarea căldurii; *b* — după recuperarea dublă a căldurii

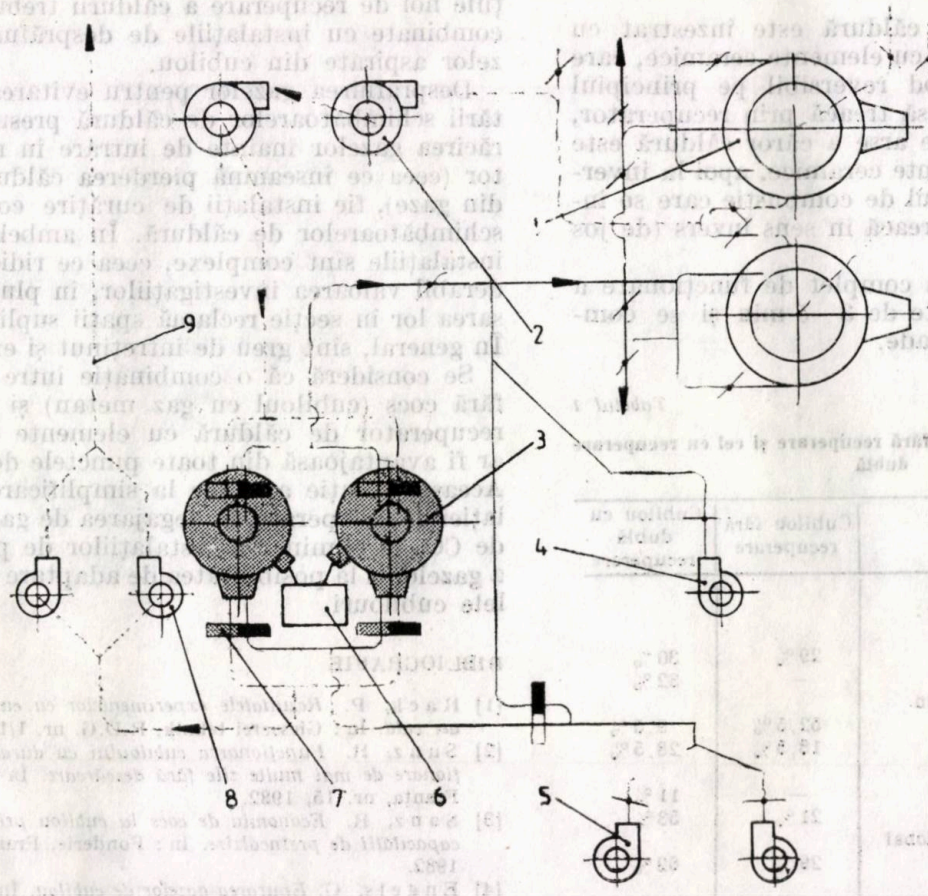


Fig. 6. Cubilou cu aer cald cu recuperator cu elemente ceramice: *1* — cubilou cu aer cald; *2* — ciclon de purificare; *3* — recuperator; *4* — ventilator de spălare; *5* — ventilator de aer; *6* — instalație de decolmatare; *7* — registre pentru inversare; *8* — ventilatoare exaustoare; *9* — coș de evacuare

(treapta a II-a de recuperare), după care sînt trecute printr-un sistem de purificare și apoi evacuate prin coș în atmosferă, cu o încărcătură termică de numai 9,2%.

Instalația mai este prevăzută cu : un dispozitiv de decolmatare continuă a țevilor recuperatorului cu trei etaje prin curățire cu alice prin gravitație ; un circuit de recirculare a gazelor evacuate din recuperatorul secundar — spre partea superioară a camerei de combustie în amonte de recuperatorul primar ; filtre cu casete, înaintea evacuării gazelor în atmosferă, cu un conținut de praf cu o concentrație de 5 mg/m^3, sub limitele prevăzute de normele legale ; toate etapele de funcționare a instalației sînt reglate printr-un sistem automat de comandă, programabil.

În figura 5 se prezintă bilanțul energetic al cubiloului înainte și după recuperarea dublă, iar în tabelul 1, situația comparativă.

— Recuperator de căldură cu elemente ceramice (fig. 6). Gazele calde la temperatura 500—550°C (cu un conținut redus de CO sub 6—8%) sînt captate din parascîntei trecute printr-o instalație de purificare (două cicloane), de unde ajung într-un schimbător de căldură cu elemente ceramice și apoi, evacuate prin coș în atmosferă.

Schimbătorul de căldură este înzestrat cu două recuperatoare, cu elemente ceramice, care funcționează în mod reversibil pe principiul cauperelor. Se lasă să treacă prin recuperator, de sus în jos, gazele arse a căror căldură este acumulată de elemente ceramice, apoi la inversarea registrelor aerul de combustie care se încălzește se lasă să treacă în sens invers (de jos în sus).

Durata unui ciclu complet de funcționare a unui recuperator este de 3—5 min și se compun din două perioade.

Tabelul 1

Comparație între cubiloul fără recuperare și cel cu recuperare dublă

Elementele	Cubilou fără recuperare	Cubilou cu dublă recuperare
Energia utilă, din care :		
— topire, supraîncălzire, carburare ;	29%	30%
— abur supraîncălzit	—	32%
Pierderi de căldură prin gaze	52,5%	9,5%
Pierderi diferite	18,5%	28,5%
Energie recirculată (încălzirea aerului)	—	11%
Randament termic	21%	53%
Randament energetic global al cubiloului	29%	62%

Obs. : Recuperarea dublă permite reducerea pierderilor la gazele arse de la 52,5 la 9,5%, ceea ce corespunde unui randament global de recuperare de 80%.

Gradul de încălzire a elementelor ceramice depinde de temperatura gazelor arse și de capacitatea de acumulare a căldurii de către elementele ceramice.

Variația temperaturii de preîncălzire a aerului este cauzată de răcirea treptată a elementelor ceramice în cursul perioadei aerului.

Din analiza preliminară rezultă următoarele : temperatura maximă a gazelor la intrare în recuperator trebuie să fie de 500—550°C, temperatura gazelor la ieșire din recuperator trebuie să fie de 80—120°C, iar temperatura maximă a aerului încălzit să fie de 300—350°C.

Diferența dintre temperatura de încălzire a aerului la începutul și sfîrșitul perioadei aerului poate varia în limite largi, în funcție de durata perioadei.

Pentru decolmatarea elementelor ceramice, instalația este prevăzută cu un sistem de curățire periodică.

Concluzii

Cubilourile cu aer cald cu recuperarea căldurii din gaze prezintă interes din următoarele motive : ridicarea randamentului energetic ; ameliorarea performanțelor metalurgice ; instalațiile noi de recuperare a căldurii trebuie să fie combinate cu instalațiile de desprăfuire a gazelor aspirate din cubilou.

Desprăfuirea gazelor pentru evitarea colmatării schimbătoarelor de căldură presupune fie răcirea gazelor înainte de intrare în recuperator (ceea ce înseamnă pierderea căldurii fizice din gaze), fie instalații de curățire continuă a schimbătoarelor de căldură. În ambele cazuri, instalațiile sînt complexe, ceea ce ridică considerabil valoarea investigațiilor, în plus amplasarea lor în secție reclamă spații suplimentare. În general, sînt greu de întreținut și exploatat.

Se consideră că o combinație între cubiloul fără cocs (cubiloul cu gaz metan) și un grup recuperator de căldură cu elemente ceramice ar fi avantajoasă din toate punctele de vedere. Această soluție ar duce la simplificarea instalației de recuperare, la degajarea de gaze lipsite de CO, la eliminarea instalațiilor de purificare a gazelor și la posibilitatea de adaptare la actualele cubilouri.

BIBLIOGRAFIE

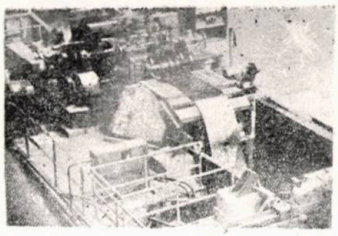
[1] Rack, P. *Rezultatele experimentelor cu cubilourile cu aer cald.* În : Giesserei tehnik, R.D.G. nr. 1/1980.

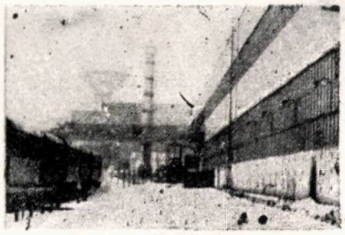
[2] Sanz, R. *Funcționarea cubiloului cu durată de funcționare de mai multe zile fără descărcare.* În : Fonderie, Franța, nr. 15, 1982.

[3] Sanz, R. *Economia de cocs la cubilou prin ridicarea capacității de preîncălzire.* În : Fonderie, Franța, nr. 12, 1982.

[4] Engels, G. *Epurarea gazelor de cubilou.* În : Express-informația, TOLP nr. 20, 1981.

[5] Kaplunovsky, I. *Perfecționarea proceselor de topire a fontei în cubilouri.* În : Litejnoe proizvdstvo, U.R.S.S., nr. 3/1980.





INSTITUTUL DE INGINERIE TEHNOLOGICĂ
ȘI PROIECTARE
PENTRU UZINE ȘI SECȚII DE LAMINARE

IPROLAM

ELABOREAZĂ

- STUDII ȘI PROIECTE PENTRU LAMINOARE DE PRODUSE PLATE, ȚEVI, PROFILE TREFILATE ȘI CUPTOARE DE ÎNCĂLZIRE ȘI TRATAMENT TERMIC

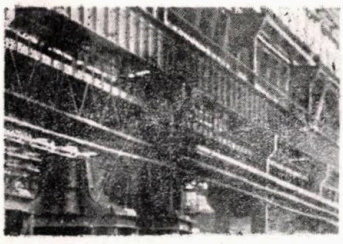
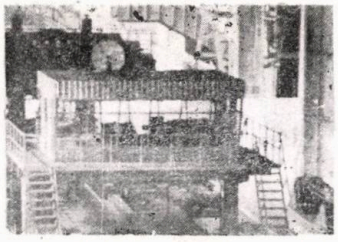
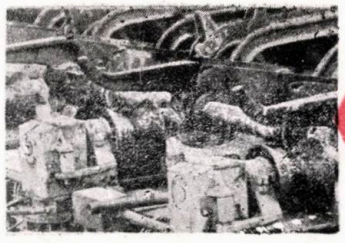
ASIGURĂ

- ASISTENȚĂ TEHNICĂ LA UZINARE, MONTAJ, PUNERE ÎN FUNCȚIUNE

ACORDĂ

- ENGINEERING ÎN STRĂINĂTATE

STR. NEGUSTORI, NR. 23 – 25, BUCUREȘTI, SECTOR 2, COD 79648, TEL. 15 87 39

E 3280

KOH

METALURGIA

R 1990 -09- 03

3

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XLII • NR. 3 • MARTIE 1990

Intreprinderea Metalurgică Română pentru Aeronautică produce și livrează, pe bază de relații contractuale directe, semifabricate turnate și forjate convențional și de precizie, dintr-o gamă largă de aliaje feroase și neferoase, roți și sisteme de frînare pentru industria aeronautică.

Dotarea laboratoarelor proprii cu aparatură specifică de investigare, la nivelul celor mai exigente pretenții calitative, permite execuția unei game de analize și încercări care conduc la completa determinare a ansamblului de proprietăți fizico-mecanice și de funcționare ale produselor

Dispunînd de specialiști cu calificare înaltă și experiență bogată în domeniu, în cadrul I.M.R.A. se execută experitizări tehnice ale cauzelor ruperii reperelor și subansamblurilor în condiții de solicitare în laborator sau în funcționare.

- Analize chimice prin tehnici spectrale și absorbție atomică.
- Analize macrostructurale și microstructurale calitative prin metode de microscopie optică și electronică.
- Investigații morfologice și topologice ale microstructurii materialelor, măsurători geometrice și densitometrice pe imagini de microscopie optică și electronică.
- Analize structurale cristalografice prin difracție de raze X.
- Încercarea durității materialelor cu sarcini mari și microsarcini.
- Încercări statice de rezistență a materialelor și încercări prin șoc.
- Încercări la oboseală la temperatura ambiantă și la temperaturi ridicate.
- Încercări la fluaj și relaxare în aer, vid și atmosferă controlată.
- Încercări de mecanica ruperii.

- Chemical analyses by spectral and atomic absorbtion technics.
- Macrostructural and qualitative microstructural analyses by light and electron microscopie methods.
- Morphologic and topologic microstructure investigation, geometric and densitometric measurements on light and electron microscopic images.
- Cristallographic structural analyses by X-ray diffraction.
- Hardness test of materials under macro and microstress.
- Static mechanical tests of materials and impact tests.
- Fatigue tests at ambient temperature and thermal fatigue.
- Creep and relaxation tests in air, vacuum and controlled atmosphere.
- Fracture mechanic tests.

Romanian Metallurgical Entreprise for Aeronautics produces and supplies by direct conventional contacts and precision castings and forgings in a wide range of ferrous and nonferrous alloys, wheels and braking systems for aeronautics.

Our laboratories have specific investigation equipments at the level of the most exigent requirements and can perform a wide range of analyses and tests for a complete determination of physico-mechanical and functioning properties of our products

Because we have assed specialists with a good training and rich experience in the field, I.M.R.A. can perform tehnical failure expertises of parts and assemblies stressed in laboratory or during functioning.

ÎNTREPRINDEREA METALURGICĂ ROMÂNĂ PENTRU AERONAUTICĂ

•

București—1, str. Zăpada Mieilor 16—18,
O.P. 18, telefon: 33.03.44; telex: 10 759

METALURGIA

Anul 42 Nr. 3 Martie 1990

CUPRINS

Petruș, I. și Pintea V.: **Considerații asupra posibilităților utilizării produselor silico-carborundice la înzidirea bateriilor de cocsificare** 101

Apa, L.: **Evaluarea prin calcul a solubilității azotului în unele oțeluri românești, folosind metoda echivalenței elementelor de aliere** 105

Semenescu, A., Pivniceru, R., Covalschi, C., Sârbu, C. și Jalobeanu, O.: **Răcirea prin vaporizare a cuptoarelor electrice cu arc** 111

Gurgu, C. și Geru, N.: **Structura aliajului special CuZnMnAlSiFe, microaliată cu titan și bor, cu litiu, cu mișmetal sau cu vanadiu** 114

Stan, Doinița: **Cercetări privind corelarea dintre grăunții de austenită ereditari, grăunții de austenită reali, grăunții de perlită sorbitică și rezistența la rupere care se obține pe sîrmele patentate de diametru 0,92 mm din oțel pentru cord metalic** 118

Pascu, D. R. și Vînătoriu, Liliana: **Controlul calității structurilor sudate realizate din oțeluri inoxidabile** . 122

Pifigoi, B.: **Sisteme de răcire și de ungere tehnologică cu emulsii nestabile în laminarea la rece a benzilor din oțel** 128

Ciobanu, I. și Caloță, Adriana: **Stabilirea raportului de convergență optim și a secțiunii de alimentare la dimensionarea rețelelor de turnare** 133

Zirbo, Gh. și Soporan, V.: **Unele aspecte privind curgerea aliajelor la turnarea sub presiune** 142

REVISTA REVISTELOR 104, 110, 113
ANIVERSARE 132

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI
Redactor: ELENA PÂRVU
Tehnoredactor: MARIETA RUBŢOV

„UNIVERSUL" — c. 2010 Lei 15

CONTENTS

1990 SEP 1 2

DC : 662.765

Petruș, I. and *Pintea, V.* : **Consderations on the possibilities of using the silico-carborundum products at the coking battery refractory lining**

Metalurgia 42 (1990) nr. 3 p. 101—104

DC : 669.14 : 661.98

Apa, L. : **The calculation estimation of the nitrogen solubility in certain Romanian standard steels by the equivalence of the alloying elements**

The author presents the calculation of the nitrogen solubility for 21 Romanian standard steel grades for a wide range of utilization with the help of a simplified method for the equivalence of the alloying element action. The calculated data correspond with the experimental data, published in iterature

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 105—110

DC : 669.041.38 : 669.161.18

Semenescu, A., Pivniceru, R., Covalschi, C., Sârbu, C. and *Jalobeanu, D.* : **Spray cooling for the electric arc furnaces**

The paper deals with the spray cooling of electric arc furnaces for steelmaking, while presenting the installation designed by the IPROMET specialists its sizing principles, calculation data, the design and erection solutions for spray cooling staves as well as the advantages of the adopted solution

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 111—113

DC : 669.35.5

Gurgu, C. and *Geru, N.* : **The structure of the CuZnMnAlSiFe titanium and boron, lithium, mischmetal or vanadium microalloyed, special brass**

The authors suggest the improvement of the physico-mechanical properties of a special brass by modifying the chemical composition and by alloying it with different elements

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 114—117

DC : 621.785 : 62—426

Stan, Doinița : **Researches on the correlation between hereditary austenite grains, real austenite grains and the sorbitic perlite grains with the fracture strength which can be obtained on the patented steel wire of 0,92 mm diameter for metal cord**

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 118—121

DC : 669.14.018.8

Pascu, D. R. and *Vînătoriu, Liliana* : **Quality control of the stainless steel welded structures**

A determination method of the ferrite content of the stainless steel welded stuctures is pointed out in the paper. The reproductibility of the procedure has been also tested, by which values have been given to the content of the first degree metrological standards.

It has been established that although very close to the metallographic percent, % FER* is a conventional measuring unit materialized in the set of natural standards carried out and kept by the producer (first degree secondary standards).

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 122—127

DC : 669-41 : 621.892

Pițigoi, B. : **Technological cooling and lubrication systems with unstable emulsions in sheet cold rolling**

The author presents data on emulsion characteristics, cooling facilities and oil refreshing system.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 128—132

DC : 621.746.01

Ciobanu, I. and *Calotă, Adriana* : **Optimizing the convergence ratio sizing and the gate area of the gate runners**

In order to determine the optimum gate runner the authors establish the following comparison criteria : feeding flow and speed, the speed in the ingate, the Reynolds number in the gate runner, the Reynolds number in the ingate, the steel cooling index in the gate runner and the gate runner volume.

In general the specialists establish that the divergent gate runner of Sp type : Sd : Sa = 1 : n : n and Sp : Sd : Sa = 1 : n : 1 ensure the best conditions for mould filling. For the analysed ratio the optimum gate runner is Sp : Sd : Sa = 1 : 2 : 2 with the atack section Sa = 238,5 mm².

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 133—141

DC : 621.746.01 : 669.018

Zirbo, Gh. and *Soporan, V.* : **Certain aspects of alloy pouring at die casting**

The paper presents a synthesis of the new aspects regarding the alloy flowing in the pressing chamber and feeding systems.

As regards the alloy flowing in the pressing chamber the calculation relations for the critical displacing speed of the piston depending on the chamber diameter and the filling degree are presented The convergence condition over the entire channel length for the fan-shapedchannels is presented. Within the draw frame of the tangential channels the determination relations of the flowing parameters for the unstable and stable flowing phase are presented. Therefore, the paper presents the uses of the various attack systems, without exhausting the subject.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 142—152

INHALT

DK: 662.765

Petruș, I. und *Pintea, V.*: **Betrachtungen angesichts den Einsatzmöglichkeiten der silizium-karborundischen Produkte, bei der Einmauerung der Koksofenbatterien**

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 101—104

DK: 669.14: 661.98

Apa, L.: **Auswertung mittels der Ermittelung der Stickstoffloslichkeit aus einigen rumänischen einheitlichen Stähle, mittels der Methode der Äquivalenz der Legierungselemente**

Es wird die Ermittelung der Stickstofflöslichkeit an 21 rumänischen Stahlmarken, mit einem mannigfaltigen Einsatzbereich, mittels einer vereinfachten Methode der Äquivalenz der Einwirkung der Legierungselemente, dargestellt. Die berechneten Daten treffen befriedigend mit den experimentellen Daten, die im Fachschrifttum bekanntgegeben wurden, zusammen.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 105—110

DK: 669.041.38: 669.161.18

Semenescu, A., Pivniceru, R., Covalschi, C., Sârbu, C. und Jalobeanu, O.: **Verdampfungskühlung der Lichtbogenelektrostahlöfen**

Die Arbeit behandelt die Verdampfungskühlung der Lichtbogenelektrostahlöfen, indem die von den IPROMET-Fachleuten geplante Anlage, die Abmessungsprinzipien, die Berechnungsangaben, einige konstruktionstechnischen Lösungen für die Herstellung der Verdampfungskühlplatten sowie die Vorteile der angenommenen Lösung, dargestellt werden.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 111—113

DK: 669.35.5

Gurgu, C. und Geru, N.: **Gefüge des speziellen, mit Titan, Bor, Lithium, Mischmetall oder Vanadium, mikrolegierten Messings**

In der vorliegenden Arbeit wird die Verbesserung der physikalisch-mechanischen Eigenschaften eines speziellen Messings, durch Modifizierung der chemischen Zusammensetzung und durch die Ausführung einiger Mikrolegierungen mit verschiedenen Elementen vorgeschlagen.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 114—117

DK: 621.785: 62—426

Stan, Doinița: **Erforschungen angesichts der Korrelation zwischen der erheblichen und reelen Austenitkörner, den sorbitischen und rissbeständigen Perlitkörner mit einem Durchmesser von Ø 0,92 mm aus Stähle für Metallkord.**

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 118—121

DK: 669—14.018: 8

Pascu, D. R. und Vinătoriu, Liliana: **Qualitätskontrolle der aus rostfreien Stählen erhaltenen geschweissten Gefügen**

In der vorliegenden Arbeit wird eine Bestimmungsmethode des Deltaferritgehaltes aus rostfreien Stählen, die bei den geschweissten Bauten eingesetzt werden, dargestellt. Es wird gleichfalls die Reproduzierbarkeit der Methodologie durch welche Werten des I. Orders metrologischen Prüfmassgehalt zugeteilt wurden .

Es wurde festgestellt, dass das Fer—Prozent eine konventionelle materialisierte Einheit, aus dem natürlichen Prüfmasssatz ist.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 122—127

DK: 669.41: 621.892

Pițigoi, R.: **Technologische Kühl — und Sehmierungssysteme mittels von nichtstabilen Emulsionen beim Kaltwalzen von Stahlblech**

Es werden einige Daten angesichts der Emulsionseigenschaften, den Kühleinrichtungen sowie des Regenerierungssystems des Öls dargestellt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 128—132

DK: 621.746.01

Ciobanu, I. und Calotă, Adriana: **Optimierung der Bemessung der Konvergenzbeziehung und des Anschnittquerschnitts des Anschnitts**

Für die Festlegung des optimalen Anschnitts wurden die folgenden Vergleichsbedingungen festgesetzt: Speisungsmenge, Giessgeschwindigkeit, Geschwindigkeit im Verteilungskanal, Reynolds-Zahl im Anschnitt, Reynolds-Zahl im Verteilungskanal, Kühlwert des Metalls im Anschnitt, sowie das Anschnittsvolum.

Es wurde festgesetzt, dass die divergenten Sp—Typ Anschnitte, u.zw.: Sd: Sa = 1: n: n und Sp: Sd: Sa = = 1: n: 1 die beste Bedingungen für die Giessformenfüllung sichern. Betreffs der analysierten Beziehung ist: Sp: Sd: Sa = 1: 2: 2 mit einem Ätzungsquerschnitt von Sa = 238,5 mm^2 der optimale Anschnitt.

Metalurgia 42 (1990) nr. 3 p. 133—141

DK: 621.746.01: 669.018

Zirbo, Gh. und Soporan, V.: **Einige Ansichten betreffs des Fliessens der Legieruugen beim Druckguss**

Die Arbeit stellt eine Synthese über die neuen Aspekte des Legierungsfliessens in das Presskammer und in den Zuführungssystemen dar. Für das Fliessen der Legierungen in das Presskammer werden die Berechnungsverhältnisse der kritischen Verschiebungsgeschwindigkeit des Kolbens in Abhängigkeit vom Kammerdurchmesser und den Füllungsgrad dargestellt. Für die fässerförmigen Kanäle wird die Konvergenzbedingung für die gesamte Länge des Kanals angegeben. Im Rahmen der Tangentialkanäle werden die Bestimmungsrelationen der Fliessparameter für die unbeständige und beständige Fliessphase angeführt. Die Arbeit spiegelt also die Einsatzbereiche der verschiedenen Angriffsysteme wieder.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 142—152

SOMMAIRE

CD : 662.765

Petru, I. et Pintea, V. : **Possibilités d'utilisation des produits silico-carborundiques pour le maçonnage des batteries de cokéfaction**

Metalurgia 42 (1990) nr. 3 p. 101—104

CD : 669.14 : 661.98

Apa, L. : **La détermination de la solubilité de l'azote en certains aciers standardisés à l'aide de la méthode de l'équivalence des éléments d'alliage**

On applique la méthode simplifiée de l'équivalence de l'action des éléments d'alliage utilisés pour la détermination de la solubilité de l'azote dans le cas de 21 qualités d'aciers standardisés roumains. Les données calculées sont similaires aux données expérimentales publiées dans la littérature de spécialité.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 105—110

CD : 669.041.38 : 669.161.18

Semenescu, A. Pivniceru, R., Covalschi, C., Sârbu, C. et Jalobeanu, O. : **Le refroidissement par vaporisation des fours électriques à arc**

L'article présente l'installation projetée par IPROMET pour le refroidissement par vaporisation des fours électriques à arc ; on présente des données concernant l'installation, ses dimensions, les solutions constructives pour la fabrication des paneaux de refroidissement par vaporisation de même que les avantages de la méthode adoptée.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 111—113

CD : 669.35.5

Gurgu, E. et Geru, N. : **La structure du laiton spécia CuZnMnAlSiFe, microallié à titane et à bore, à lithium à mischmétal ou à vanadium**

L'article propose une méthode d'amélioration des propriétés physiques-mécaniques du laiton spécial par la modification de la composition chimique et par le microalliage à différents éléments.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 114—117

CD : 621.785 : 62—426

Stan, Doinița : **Recherches concernant la corrélation entre les grains d'austénite héréditaires, les grains d'austénite réels, les grains de perlite sorbitique et résistente à la rupture qui sont obtenus sur les fils patentés à diamètre Ø 0,92 mm en acier pour corde métallique.**

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 118—121

CD : 669.14.018.8

Pascu, D. R. et Vinătoriu, Liliana : **Contrôle de la qualité des structures soudées en aciers inoxydables**

Les auteurs présentent une méthode de détermination de la teneur en ferrite delta des aciers inoxydables utilisés aux constructions soudées. On vérifie également la reproductibilité de la métodologie par laquelle on a atribué des valeurs à la teneur des étalons métrologiques de premier ordre.

On a constaté que la quantité de fer est pourtant une unité conventionnelle matérialisée dans le set d'étalons naturels.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 122—127

CD : 669—41 ; 621.892

Pițigoi, B. : **Systèmes de refroidissement et de graissage à émulsions instables au laminage à froid des tôles en acier**

L'auteur présente des données concernant les propriétés des émulsions, les installations de refroidissement et le système de régéneration de l'huile.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 128—132

CD : 621.746.01

Ciobanu, I. et Calotă, Adriana : **L'optimisation des dimensions du rapport de convergence et de la section d'alimentation des attaques de coulée**

Afin d'établir l'attaque de coulée optimale on a comparé le débit d'alimentation, la vitesse d'alimentation, la vitesse dans le canal de distribution, le nombre Reynolds dans l'alimentateur, le nombre Reynolds dans le canal de distribution, le coefficient de coulée et le volume de l'attaque de coulée.

On a constaté que les attaques divergentes de type Sp : Sd : Sa = 1 : n : n et Sp : Sd : Sa = 1 : n : 1 assurent les meilleures conditions pour le remplissage des moules. Pour le rapport analysé l'attaque de coulée optimale est : Sp : Sd : Sa = 1 : 2 : 2 et la section d'attaque Sa = 238,5mm².

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 133—141

CD : 621.746.01 : 669.018

Zirbo, Gh. et Soporan, V. : **Certains aspects concernant l'écoulement des alliages à la coulée sous pression**

Le travail présente une synthèse sur les nouveaux aspects concernant les alliages dans la chambre de pressage et dans les systèmes d'alimentation. Pour l'écoulement de l'alliage dans la chambre de pressage on présente les relations de calcul pour la vitesse critique de déplacement du piston, en fonction du diamètre de la chambre et du dégré de remplissage.

Pour les canaux en forme d'évantail, on présente la condition de convergence sur toute la longueur du canal. Dans le cadre des canaux tangentiels, on présente les relations de détermination des paramètres d'écoulement pour les phases d'écoulement stables et instables. En conclusion, le travail présente les domaines d'utilisation des différents systèmes d'attaque.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 142—152

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 662.762

Петруш, И. и Пинтеа, В.: **Соображения по возможности использования при кладке коксовых батарей динасо-карбидкремниевых изделий**

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 101—104

ДК: 669.14: 661.98

Ана, Л.: **Оценка расчетом растворимости азота в румынских стандартных сталях применяя метод эквивалентности легирующих элементов**

Представлен расчет растворимости азота в 21 румынских стандартных сталях, покрывая широкий диапазон применения, используя упрощеный метод эквивалентности действия легирующих элементов. Расчитанные данные удовлетворительно совпадают с экспериментальными, публикуемые в литературе по специальности.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 105—110

ДК: 669.041.38: 669.161.18

Семенеску А., Пивничеру, Р., Ковалски, К., Сырбу, К. Жалобеану, О.: **Испарительное охлаждение сталеплавильных электродуговых печей**

В статье изучается испарительное охлаждение сталеплавильных электродуговых печей представляя спроектированную установку специалистами ИПРОМЕТ, принципы определения ее размеров, расчетные размеры, конструктивные решения сооружения панелей для испарительного охлаждения, а также и преимущества принятого решения.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 111—113

ДК: 669.35.5

Гургу, К. и Джеру, Н.: **Структура специальной латуни CuZnMnAlSiFe микролегированной титаном и бором, литием, мишметаллом или ванадием**

В работе предлогается улучшение физико-механических свойств латуни модифицированием химического состава и проведением микролегирований различными элементами.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 114—117

ДК: 621.785: 62-426

Стан, Дойница: **Исследования по соотношению между наследственными зернами аустенита, реальными зернами аустенита, зернами сорбитного перлита и сопротивлением разрыву, получаемые на пантетированных проволоках ∅ размером 0,92 мм из стали металлокорда**

Metalurgia 42 (1990), nr. 3 p. 118—121

ДК: 669.14.018.8

Паску, Д. и Вынэторю, Лилияна: **Контроль качества сварных структур, сооружаемые из нержавеющих сталей**

В работе представлен метод определения содержания феррита делта из нержавеющих сталей, используемые в сварных конструкциях. Также проверяется возможность воспроизводства методологии, с помощью которой присуждаются значения содержанию метрологических эталонов I степени.

Установлено, что хотя очень близкая металлографической доли ферритная доля тем не менее является условной единицой, материализованной в наборе натуральных эталонов и консервированный у производителя (вторичные эталоны I степени).

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 122—127

ДК: 621.746.01

Чебану, И. и Калотэ, Адрияна: **Оптимизация определения размеров соотношения сходимости и сечения подачи литников**

Для определения оптимального литника установлены следующие критерии сравнения: пропускная способность, скорость подачи, скорость распределительного канала, число Рейнольда в питателе, число Рейнольда в распределительном канале , коэффициент охлаждения в литнике и объем литника.

В общем установлено, что расходящиеся литники типа Sp:Sd: Sa=1:n:n и Sp:Sd:Sa=1:n:1 обеспечивают наилучшие условия для заливки форм. Для анализируемого соотношения оптимальный литник является форма Sp: Sd: Sa = 1: 2: 2 с поперечным сечением Sa = 238,5мм²

Metalugia 42 (1090), nr. 3, p. 128—132

ДК: 669-41: 621.892

Пицигой, Б.: **Системы охлаждения и технологической смазки неустойчивой эмульсией при холодной прокатке листовой стали**

Представлены данные по свойствам эмульсий, охлаждающих установок и система регенерации масла.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 133—141

ДК: 621.746.01: 669.018

Зиро, Г. и *Сопоран, В.:* **Некоторые аспекты по течению сплавов при литье под давлением**

Работа является синтезом на новые аспекты по течению сплавов в камеру прессования и в системы питания. Для течения сплавов в камеру пресоования изложены вычислительные зависимости для критической скорости перемещения поршня в зависимости от диаметра камеры и степени наполнения. Для каналов в форме веера изложено условие конвергенции по всей длине канала. В рамках тангенциальных каналов представлены отношения определения параметров течения для неустойчивых и устойчивых фаз течения. В заключении представлены области применения различных систем протравки, не имея претензии на их исчерпание.

Metalurgia 42 (1990), nr. 3, p. 142—152.

METALURGIA 3
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE 1990

Ing. I. Petruș și ing. V. Pintea
I.P.R. „9 Mai" Turda

Considerații asupra posibilităților utilizării produselor silico-carborundice la înzidirea bateriilor de cocsificare

CZ: 662.762

S-a ajuns la o perfecționare continuă, organic legată a tehnologiei de cocsificare cu cuptoarele de cocsificare. Există în același timp o frînare a proceselor tehnologice datorate utilajului, care este de volum mare, scump, de productivitate scăzută.

În întreaga lume se caută permanent perfecționarea cuptoarelor de cocsificare, în sensul îmbunătățirii capacității de producție și a randamentului de transfer termic : zidărie-material cocsificabil.

Principalul material refractar de construcție a cuptoarelor de cocsificare clasice îl reprezintă refractarele silica și refractarele de șamotă, făcîndu-și loc tot mai mult și refractarele silica superaluminoasă (tab. 1) [1]—[5], [11], [14].

Încălzirea cuptoarelor de cocsificare se realizează de obicei cu gaz de furnal sau gaz de cocserie, fiind indicată utilizarea gazului de furnal, avînd în vedere faptul că prin utilizarea acestuia se obține o uniformitate mai bună a temperaturii pe verticală (fig. 1).

În ansamblul general al construcției unui cuptor de cosificare, pentru alegerea unei zidării refractare, trebuie să se țină seamă, în primul rînd, de solicitările la care este supusă aceasta în funcție de locul de înzidire [1], [2].

Astfel, pereții camerelor de cocsificare și încălzire ajung la temperaturi pînă la 1 450°C, fiind superioare unor acțiuni chimice din partea produselor volatile și cenușii ale cărbunelui, precum și a unor solicitări mecanice.

La baza camerelor de cocsificare apar acțiuni de eroziune, compresiune și variații de temperatură cuprinse între 600 și 1 100°C.

Asupra bolții camerelor de cocsificare acționează produsele volatile și procesul de grafitare-degrafitare, apărînd de asemenea variații de temperatură cuprinse între 600 și 1 100°C.

În zona arzătoarelor de gaz se constată șocuri termice și acțiunea chimică a gazului de ardere și a prafului de gaz.

Cerințele referitoare la refractarele care se pot utiliza pentru înzidirea cuptoarelor de cocsificare sînt următoarele :

— o mare stabilitate dimensională la temperatura de peste 1 000°C, cu o tendință minimă de dilatare ;

— o permeabilitate a gazelor, respectiv o porozitate redusă (sub 20%); permeabilitatea este foarte mult dependentă de modul de îmbinare [3]—[11] și poate fi evitată numai dacă în pereții camerei nu se produc dilatări termice necontrolate ;

— rezistența ridicată la uzare la temperaturi de peste 700°C (s-a stabilit ca fiind necesară o porozitate de cca 20%) și o rezistență la compresiune de peste 300 kgf/cm² ;

— conductibilitatea termică cît mai mare.

Pentru încălzirea în camere de cocsificare a cărbunelui cu transformarea acestuia în cocs, participarea agregatului (utilajului) de cocsificare este directă, datorită necesității trans-

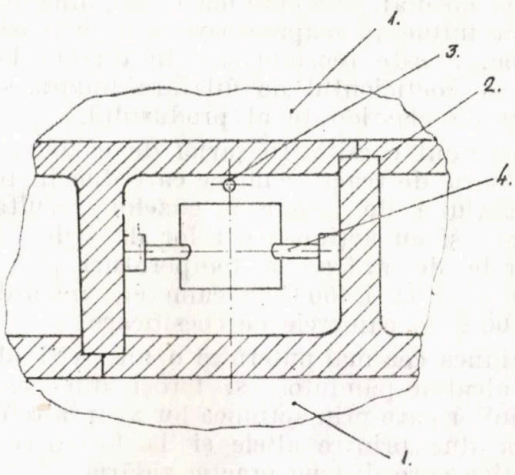


Fig. 1. Schema de încălzire la cuptoarele de cocsificare tip PVR 51 : *1* — cameră de cocsificare ; *2* — zidărie refractară silica ; *3* — arzător ; *4* — capetele canalelor oblice de la regeneratoare

Tabelul 1

Materialele refractare utilizate pe 1 m³ capacitate utilă de cameră

Țara	Volumul camerei, m³	Refractarele, t					
		silica	semiacide	șamotă	ușoare	ordinare	total
Anglia	21,8	4,19	—	2,56	0,09	0,42	7,26
Belgia	21,6	4,5	2,3	—	0,16	0,3	7,26
Franța	22,0	5,4	—	2,3	0,125	1,6	9,425
R.F.G.	21,6	3,5—5,1	—	2,3—3,9	0,14	0,16	7,70
R.P.Polonă	20,0	2,64	2,2	1,64	0,31	0,26	7,05
S.U.A.	21,6	3,94	—	2,31	—	—	6,25
U.R.S.S.	21,6	4,75	—	1,68	0,09	0,12	7,3)

miterii energiei calorice din camerele de ardere, prin pereți în camerele de cocsificare.

Această transmitere de energie calorică are loc astfel [1]:

— de la gazele de ardere din camerele de ardere prin convecție și radiația pereților camerelor de ardere, fiind în funcție de gradul de negru al peretelui și temperatura gazelor și a peretelui;

— prin peretele de încălzire, prin conductibilitate, cantitatea de energie transmisă fiind în funcție de conductibilitatea peretelui și grosimea acestuia;

— între peretele camerei de cocsificare și șarjă, prin conductibilitate termică și, în finalul reacției de cocsificare, și prin radiație.

Căldura utilă este dependentă atît de natura șarjei, cît și de calitatea produselor refractare din care sînt constituite camerele de cocsificare, depinzînd mult și de conductivitatea termică a acestora.

La obținerea cocsului din șarje de cărbune slab aglutinanți, mărirea temperaturii și a vitezei de încălzire îmbunătățește rezistența mecanică a produsului obținut.

Trebuie să se țină seamă de faptul că, între fața peretelui dinspre camera de cocs, există, în mod normal, diferențe mari de temperatură care au influență asupra apariției unor tensiuni interne. Aceste tensiuni sînt în directă legătură cu coeficientul de dilatare liniară și cu modul de elasticitate al produsului.

În timpul cocsificării șarjei de cărbune au loc o serie de reacții chimice care duc în final la o acțiune de ardere a gazelor rezultate, asociată și cu acțiunea gazelor de ardere din camerele de ardere la temperaturi care se ridică pînă la 1 450°C în camerele de ardere și 1 100°C în camerele de cocsificare.

Acțiunea cea mai puternică o au oxizii alcalini, alcalino-pămîntoși și feroși din cenușa cărbunilor care prin acțiunea lor asupra refractarelor duc printre altele și la formarea de eutectice care distrug practic zidăria.

Aceasta duce la ideea că rezistența la atacul chimic determină în mare măsură durabilitatea zidăriei cuptoarelor de cocsificare (tab. 2).

Tabelul 2

Analiza chimică a cenușii rezultate de la diferite cocsuri

Compoziția, %	Cocs din cărbune de Valea Jiului	Cocs din R.S.C.	Cocs din R.F.G.
SiO_2	53,6	42,4	cca 43,0
Al_2O_3	24,4	29,0	" 31,0
Fe_2O_3	8,8	15,8	" 10,0
CaO	7,7	5,6	" 5,0
MgO	2,8	3,7	" 2,1
$K_2O + Na_2O$	1,5	2,0	" 3,6
P_2O_5	0,1	0,2	" 1,0
Pierderi calcinare	1,1	1,3	" 1,0

Un alt element distinctiv este grafitul rezultat prin cracarea volatilelor pătrunse în porii deschiși ai refractarelor sau în rosturile de înzidire.

În camerele de cocsificare, acțiunea gazelor rezultate în timpul cocsificării șarjei de cărbune (sulful, Ca, SO_2 și SiO_2, oxidul de carbon, hidrogenul, azotul, amoniacul, hidrogenul sulfurat și chiar oxigenul) este destul de puternică, avînd în vedere faptul că temperatura ajunge în mod curent la 1 100°C.

Materialul refractar utilizat în mod curent (refractarele silica) corespunde în general cerințelor dar, în întreaga lume, s-a pus problema creșterii conductibilității în special la pereții camerelor de cocsificare-încălzire.

Pentru aceasta, în lume [2], [11] s-au efectuat numeroase cercetări referitoare la materialele de adaos care să influențeze conductivitatea termică, fără a fi afectate celelalte proprietăți.

S-au făcut cercetări privind influența asupra refractarelor silica a cuprului fin măcinat, a $CuSO_4$, TiO_2, cenușă de pirită, țunder etc., trăgîndu-se concluzia că unele adaosuri nu au influență pozitivă asupra conductibilității termice, iar altele au influență asupra densității sau porozității produsului obținut.

În unele lucrări [2], [3] se specifică influența pozitivă a unor adaosuri de 10—30% SiC asupra conductivității termice, rezistenței la

uzură, rezistenței la șoc termic, dilatării termice mici, la aceeași rezistență chimică. Produsele refractare obținute (produse silico-carborundice) au, la fel ca și produsele refractare silica, un caracter acid.

Caracteristicile principale ale unor produse refractare utilizate în mod curent la înzidirea unei baterii de cocsificare clasice, comparativ cu caracteristicile carburii de siliciu (valori obținute în condiții de lucru asemănătoare), sînt prezentate în tabelul 3 [2], [7]—[9], [11].

Tabelul 3

Caracteristicile comparative ale unor produse refractare

Caracteristicile	Silica	Șamotă	Carbură de siliciu
Rezistența la șoc termic	slabă	bună	foarte bună
Dilatarea termică (20—1000°C), %	+1,15— —1,3	—1,0(20 —1 300°C)	0,77(20 —1 400°C)
Modulul de elasticitate, $E(10^9$ Pa)	73 (sticlă)	—	485
Conductivitatea termică, kcal/m.h.°C la :			
200	0,83	0,71	—
400	0,95	0,82	10,3
600	1,10	0,93	10,2
800	1,20	1,04	10,0
1 000	1,40	1,15	8,50
1 200	1,80	1,26	7,80
1 400	2,00	—	7,00
Rezistența la eroziune în funcție de duritate :			
— duritate Knoop	820	—	2 700
— duritate relativă Mohs	7	—	9,3
— duritate relativă Waddell	7	—	15,0
Densitatea de energie de coeziune, kcal/cm³	175	—	380

În legătură cu rezistența carburii de siliciu la atacul chimic al diferitelor substanțe existente în cursul cocsificării cărbunilor la temperaturi ridicate se menționează că : hidrogenul și amoniacul nu acționează sub 1 400°C ; bioxidul de carbon și apa nu au acțiune chimică sub 1 650°C ; bioxidul de sulf și trioxidul de sulf nu reacționează cu anhidrida sulfurică; silicatul de sodiu (Na_2SiO_3) în atmosferă oxidată are acțiune chimică la peste 1 300°C ; bioxidul de siliciu reacționează la peste 1 900°C ; trioxidul de fier reacționează la peste 1 300°C ; oxidul de magneziu și calciu reacționează la peste 1 000°C ; oxidul de potasiu și sodiu reacționează la peste 900°C ; azotul reacționează la peste 1 400°C ; oxidul de carbon și oxigenul reacționează la peste 1 000°C, cu formarea unei pelicule superficiale de SiO_2 protectoare, rezistentă pînă la temperaturile de 1 450 — 1 500°C.

Din cele expuse mai sus rezultă că rezistența chimică a carburii de siliciu este bună față de gaze și mai slabă față de cenușile din cărbune.

Rezistența la atacul chimic se remarcă și în cazul utilizării ca material refractar a produselor silica, față de oxizii de calciu, magneziu și mai ales de sodiu și potasiu, la temperaturi ridicate.

Din experimentările efectuate la I.P.R. „9 Mai" Turda, s-au obținut unele rezultate care duc la concluzia că adaosul de carbură de siliciu în amestec cu silica aduce îmbunătățiri produsului obținut, devenind apt pentru utilizarea într-o baterie de cocsificare.

Astfel, adaosul de 20% carbură de siliciu în produsul silica a dus la scăderea la jumătate a dilatării liniare a produselor, comparativ cu cărămida silica obișnuită.

Adaosul de 30% carbură de siliciu a dus și la o stabilitate termică mai bună, rezistența la șoc termic crescînd de la 1—2 cicluri pentru produsele silica la 18—28 cicluri pentru produsele silico-carborundice.

În timpul experimentărilor s-au obținut produse silico-carborundice cu caracteristicile prezentate în tabelul 4.

Analizînd rezultatele obținute la un conținut de 30% carbură de siliciu în rețetă, la produsul silico-carborundic, concluziile sînt următoarele :

— scade porozitatea față de produsul silica obținut normal (de la 22% la 18—20%) cu influență pozitivă asupra rezistenței și conductivității termice ;

— se păstrează rezistența la compresiune la un nivel ridicat (cca 350 kgf/cm²) ;

— coeficientul de dilatare este mai scăzut la unele probe, ajungîndu-se la jumătate față de refractarele silica ;

— crește densitatea (la silica de la 2,35 la cca 2,48 g/cm³), cu influență pozitivă asupra conductivității termice ;

— se modifică modulul de elasticitate E, cu influență directă asupra rezistenței la compresiune și asupra rezistenței la șoc termic.

Tabelul 4

Caracteristicile produselor silico-carborundice obținute

Caracteristicile	Valorile
Compoziția chimică, %	
SiO_2	73,6
SiC	21,8
Fe_2O_3	1,14
Al_2O_3	1,2
CaO	1,15
Porozitatea aparentă, %	18,1—21,0
Rezistența la compresiune, daN/mm²	331—427
Coeficientul de dilatare :	
— totală	1,03
— ireversibilă	0,68
Densitatea, g/cm³	2,48—2,50
Rezistența la șoc termic, număr de cicluri :	
900—1 000°C, răcire în aer	18—28

BIBLIOGRAFIE

[1] Blum, I., Ştefănescu, I. *Tehnologia combustibililor solizi*. Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1970.
[2] Strelov, K. K., Mamâkin, P. S., *Tehnologia refractarelor*. Moscova, Ed. Metalurgiia, 1978.
[3] Baron, J. *Les briques de silice*. În : Circulaire d'information technique. Franţa, nr. 10/1972.
[4] Lea, Artur, C. *Silicon carbide and it use an a refractory material*. În : British Ceramic Society, Anglia, sec. VII, vol. XI/XI/1941.
[5] Ervin, Guy, Jv *Oxidation behaviour of SiC*. În : Journal Am. Ceram., S.U.A., vol. 41, nr. 9/58.
[6] Wats, A. P., Shukle, A. A. *Produse refractare*. În : Ceramic Age, S.U.A., 1967.
[7] Lukacs, I., Abrecht, H. *Influenţa gazelor diverse asupra materialelor refractare cu SiC*. În : Refractories J., S.U.A, iulie, 1862.
[8] Teoreanu, C. *Introducere în ştiinţa materialelor anorganice*. Bucureşti, Editura Tehnică, 1978.
[9] Fegman, R. *Hot isostetic pressing oi silicon nitride*. Interceram, S.U.A, nr. 1/1985.
[10] Engel, E. *Cercetări privind zgurificarea în furnal a materialelor din carbură de siliciu* În : Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 4, 1972.
[11] Schulle, W. *Noi tipuri de cărămizi refractare pentru căptuşirea cuptoarelor de cocsificare*. În : Silikattechnik, R.D.G., nr. 9/1972.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 10, 1989

Instalaţie de epurare hidromecanică a gazelor arse, p. 26 — Cum pot fi eliminate solicitările vibratorii, p. 27 — Controlul repartizării produselor lichide rezultate de la topire pe circumferinţa creuzetului furnalului, p. 28 — Sistem de reglare automată a consumului de gaze în funcţie de temperatura fumului furnalului pentru caupere, p. 30 — Îmbunătăţirea calităţii şi lărgirea sortimentului de oţeluri de convertizor, p. 31 — Dezoxidarea şi modificarea cu bariu a oţelurilor de convertizor, p. 32 Elaborarea oţelurilor de convertizor pentru şine prin carburare cu fontă lichidă, p. 33 — Elaborarea în convertizoare a oţelului pentru rulmenţi, p.34 — Elaborarea oţelului cu utilizarea calculatorului tratat cu fluorit în convertizoare cu suflare combinată p. 35 — Îmbunătăţirea caracteristicilor de rezistenţă ale oţelului laminat la cald 10HSND, p. 36 — Ulei universal pentru reductoarele laminoarelor, p. 37.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 10, 1989

Determinarea caracteristicilor chimico-tehnologice ale încărcăturilor de cărbune prin metoda spectrală, p. 6 — Influenţa compoziţiei şi a capacităţii de aglomerare a încărcăturii de cărbune asupra vitezei de cocsificare şi rezistenţei cocsului, p. 10 — Influenţa compoziţiei masei plastice a cărbunilor asupra capacităţii reactive a cocsului, p. 14 — Prognozarea calităţii cocsului din încărcăturile stampate, p. 17 — Cercetarea depunerilor pe suprafaţa armăturilor pentru conductele de gaze de la bateriile de cocsificare, p. 23 — Estimarea metrologică a conţinutului componentelor pe grupe ale gudronului de huilă, p. 25 — Metodă de stabilire a impurităţilor mecanice în materia primă cocsochimică la fabricarea carbonului tehnic, p. 33 — Reutilarea tehnică a fabricilor de îmbogăţire a cărbunilor şi perfecţionarea tehnologiei de îmbogăţire, p. 35 — Experienţa reutilării tehnice a bateriilor de cocsificare, p. 37 — Organizarea reparaţiilor dispozitivelor de acţionare hidraulică a utilajelor cocsochimice, p. 40 — Analiza şi optimizarea sondei universale pentru controlul în flux al conţinutului de cenuşă al cărbunelui, p. 43 — Utilizarea reducătorilor sub formă de gaze pe bază de cărbuni de calitate inferioară în procesele metalurgice, p. 58 — Separator hidraulic pe bandă pentru îmbogăţirea cărbunilor, p. 61.

Dr. ing. L. Apa

Evaluarea prin calcul a solubilității azotului în unele oțeluri românești, folosind metoda echivalenței elementelor de aliere

CZ : 669.14 : 661.98

Azotul din oțel are o influență însemnată asupra proprietăților acestuia. În unele oțeluri prezența lui poate dăuna calității, în altele însă, ca de exemplu în anumite oțeluri inoxidabile austenitice, constituie un element de aliere care contribuie la asigurarea proprietăților speciale urmărite și, în același timp, la diminuarea consumului de nichel.

Trebuie precizat de la început faptul că, în cele ce urmează, se prezintă un calcul teoretic al solubilității, adică a concentrației la saturație a azotului în oțel în stare lichidă (1 600°C și 1 atm. pres.).

Solubilitatea $\varkappa_N^{Yi}$ a azotului în oțelul lichid aliat cu elementul Yi, la temperatură și presiune constante, depinde în foarte mare măsură de compoziția sa reflectată de coeficientul de activitate γ_N^{Yi} al azotului :

$$\ln \varkappa_N^{Yi} = \ln \varkappa_N^{\circ} - \ln \gamma_N^{Yi} \qquad (1)$$

$\varkappa_N^{\circ}$ reprezintă solubilitatea azotului în fierul pur.

Dependența coeficientului de activitate γ_N^{Yi} de concentrația elementului de aliere poate fi evaluată prin metoda simplificată a echivalenței acțiunii elementelor de aliere asupra solubilității, metodă propusă într-o serie de lucrări anterioare [1]—[3].

În lucrările menționate, precum și în formula (1), concentrațiile sînt exprimate în fracții molare. Deoarece în practica industrială se utilizează mai frecvent concentrațiile în procente de greutate și logaritmi zecimali, în această lucrare relațiile care se vor folosi vor fi date în această exprimare. Relația (1) devine :

$$\lg \%[N]_S^{Yi} = \lg \%[N]_0 - \lg f_N^{Yi} \qquad (2)$$

în care :

$[N]_0$ și $[N]_S^{Yi}$ reprezintă solubilitățile azotului în fierul pur, respectiv în oțelul aliat cu elementul de aliere Yi, exprimate în procente de greutate ;

f_N^{Yi} — coeficientul de activitate corespunzător acestei exprimări.

În lucrările [1]—[3] ca și în cea prezentă, pentru aplicarea metodei s-a ales ca element de referință siliciul. Concentrația tuturor celorlalte elemente de aliere poate fi exprimată în siliciu echivalent :

$$\%[Si]_E^{Yi} = [C_N^{Yi}]_{Si} \cdot \%[Yi] \qquad (3)$$

asociind fiecărui element un factor de echivalență specific $[C_N^{Yi}]_{Si}$. Acesta reprezintă o mărime independentă de concentrație :

$$\frac{\%[Si]_E^{Yi}}{\%[Yi]} = [C_N^{Yi}]_{Si} \qquad (4)$$

și se poate obține într-o primă aproximație raportînd parametrii de interacțiune de ordinul întîi (după C. Wagner) ai elementului de aliere e_N^{Yi} la parametrul de interacțiune al siliciului e_N^{Si} :

$$[C_N^{Yi}]_{Si} = \frac{e_N^{Yi}}{e_N^{Si}} \qquad (5)$$

Pentru o primă evaluare, se poate scrie :

$$\lg f_N^{Yi} \simeq e_N^{Yi} \cdot \%[Yi] = e_N^{Si}[C_N^{Yi}]_{Si} \cdot \%[Yi] \qquad (6)$$

neglijîndu-se parametrii de interacțiune de ordin superior.

În cazul unor oțeluri cu mai multe elemente de aliere, concentrațiile tuturor acestora se pot exprima în siliciu echivalent [1], [2], ca și cînd acesta ar fi singurul element de aliere și, astfel, concentrațiile respective pot fi însumate pentru a se obține coeficientul de activitate rezultat $f_N^{Y_1 \cdots Y_n}$ (sau, mai simplu, f_N^{Y}) din acțiunea tuturor acelor „n" elemente de aliere :

$$\lg f_N^{Y} = e_N^{Si} \sum_{i=1}^{n} \%[Si]_E^{Yi} = e_N^{Si} \sum_{i=1}^{n} [C_N^{Yi}]_{Si} \cdot \%[Yi] \qquad (7)$$

Concentrația echivalentă de siliciu :

$$\%[Si]_E^{Yi} = [C_N^{Yi}]_{Si} \cdot \%[Yi] \qquad (8)$$

este o mărime convențională, putînd avea valori pozitive sau negative după semnul factorului de echivalență.

Tabelul 1

Parametrii de interacțiune e_N^{Yi} și factorii de echivalență $[C_N^{Yi}]_{Si}$ folosiți în calculul solubilității azotului

Yi	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Co	V	W	Nb	Cu	Ta	Ti	Al
e_N^{Yi}	0,130	0,05303	−0,020	0,013	0,048	−0,0469	0,011	−0,012	0,009	−0,100	−0,002	−0,0674	0,0056	−0,0362	− 0,50	0,002
$[C_N^{Yi}]_{Si}$	2,454	1,000	−0,378	0,245	0,905	−0,885	0,207	−0,226	0,169	−1,884	−0,038	−1,271	0,106	−0,682	−11,126	0,038

Relația (2) devine:

$$\lg\%[N]_S = \lg\%[N]_0 - e_N^{Si}\sum_{i=1}^{n}\%[Si]_E^{Yi} =$$

$$= \lg\%[N]_0 - e_N^{Si}\sum_{i-1}^{n}[C_N^{Yi}]_{Si}\cdot\%[Yi] \qquad (9)$$

Tabelul 1 prezintă parametrii de interacțiune e_N^{Yi}, respectiv factorii de echivalență $[C_N^{Yi}]_{Si}$ folosiți în calcule. Solubilitatea azotului în fierul pur $[N]_0$ a fost considerată 0,0442% [4].

După cum s-a arătat într-o lucrare anterioară [2], avînd în vedere aproximările făcute, relația (9) dă rezultate apropiate de cele determinate experimental numai pentru o gamă limitată de oțeluri, avînd compoziția corespunzătoare unui siliciu echivalent de pînă la circa −13%. Pentru valori care depășesc această limită (Si < − 13%), conform metodei propuse, este necesară introducerea unui factor de corecție α care, înmulțind mărimea solubilității rezultată din relația (9), duce la valoarea corectă:

$$\%[N]_{S(cor)} = \alpha\%[N]_S \qquad (10)$$

Mărimea lui α depinde și ea de concentrația echivalentă de siliciu $\%[Si]_E$, conform figurii 1 sau relației (11):

$$\alpha = 0{,}0303[Si]_E + 1{,}3379 \qquad (11)$$

De fapt, influența factorului de corecție se reflectă în valoarea coeficientului de activitate f_N^Y care pentru oțeluri care au $[Si]_E < -13\%$ devine:

$$\lg(f_N^Y)_{cor.} = \lg(f_N^Y)_{din\ (7)} - \lg\alpha \qquad (12)$$

Relațiile (9)—(12) au servit la calculul solubilității azotului într-o serie de oțeluri românești tipizate, alegîndu-se o gamă largă de mărci reprezentative, majoritatea oțelurile aliate și

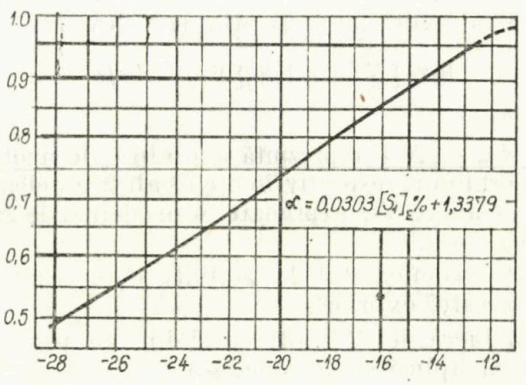


Fig. 1. Stabilirea coeficientului de corecție α pentru oțeluri cu $[S]_E < -13\%$

Tabelul 2

Lista oţelurilor examinate în ordinea concentraţiilor în siliciu echivalent

Marca	Compoziţia chimică, %									Si E, %	Principalele domenii de utilizare
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	M_0	alte elemente		
E 41	0,08	0,3	4,2	0,025	0,020	—	—	—	—	+ 4,3116	table electrotehnice
OSC 12	1,22	0,16	0,35	0,025	0,025	0,1	0,2	—	Cu = 0,25	+ 3,2915	scule cu duritate mare
10 Ni 35	0,12	0,4	0,25	0,035	0,035	—	3,7	—		+ 1,1999	utilaje pentru temperaturi scăzute (—50 ... 100°C)
OL 34	0,14	0,55	0,03	0,05	0,05	—	—	—		+ 0,2233	maşini agricole, sîrme şi plase sudate
S10MnSiMo1Cr2,5	0,09	0,85	0,35	0,035	0,035	2,85	—	1,00		— 2,4584	sîrmă de sudură pentru temperaturi ridicate
Rp 5	0,8	0,4	0,3	0,02	0,025	4,1	0,3	0,4	V = 1,3; W = 19,0	— 4,6885	oţel rapid de scule
12SiCrNi360	0,13	1,91	1,95	0,02	0,03	15,8	36,2	—		— 4,8875	piese pentru temperaturi pînă la 1 250°C
200 Cr 120	1,85	0,45	0,15	0,025	0,03	12,9	0,2	—	Cu = 0,2	— 7,8009	matriţe, dornuri, scule de laminare
20VNiWMoCr 1 0	0,25	0,4	0,4	0,03	0,045	11,2	0,8	0,9	V = 0,25; W = 0,41	— 9,5250	utilaje pentru temperaturi 500 — 620°C
12NiCoCr210	0,12	1,9	1,0	0,03	0,045	21,2	19,3	—	Co = 20,0; W = 2,5; N_2 = 0,1—0,2	— 10,8061	sîrme pentru turbosuflante
12MoWCoCrNi200	0,16	1,4	0,95	0,015	0,015	22,1	21,5	2,6	Co = 20,5; W = 2,1; Nb = 0,45; Ta = 0,35		
									N_2 = 0,1—0,2	— 12,2806	piese pentru motoare cu reacţie
2NiCr185	0,03	2,0	1,0	0,03	0,045	18,5	11,2	—		— 13,6884	utilaje pentru temperaturi ridicate, medii corosive
90VMoCr 180	0,86	0,9	0,9	0,03	0,045	18,5	—	1,2	V = 0,11	— 14,1335	rulmenţi, instrumente medicale
8 Cr 170	0,08	1 0	0,9	0,03	0,04	17,1	—	—		— 14,3716	tacîmuri, articole de menaj
15SiNiCr200	0,17	1,9	2,2	0,03	0,045	21,0	11,0	—		— 16,3499	preîncălzitoare, cutii de cementare, călire
12NNiMnCr180	0,14	9,5	0,9	0,03	0,045	18,5	4,5	—	N_2 = 0,25	— 17,7403	înlocuitor pentru oţel inox 18/8
10TiWCrNi360	0,12	1,9	0 4	0,02	0,02	15,0	37,5	—	W = 2,4; Ti = 1,3	— 20,0682	arcuri pentru turbine cu aburi
10TiMoNiCr175	0,09	1,9	1,0	0,03	0,045	18,2	12,5	2,2	Ti = 0,6	— 20,1415	utilaje pentru temperaturi 550—675°C, medii
53NNiMnCr210	0,5	9,5	0,25	0,04	0,05	21,5	4,2	—	N_2 = 0 38—0,50	— 20,2170	corosive
1MoCr260	0,01	0,5	0,4	0,02	0,02	26,0	0,3	1,2	Cu=0,2;		supape de evacuare pentru motoare
									N_2=max. 0,015	— 22,8394	utilaje care lucrează în medii de clor
50VNiMnMoCr210	0,45	10,0	0,8	0,07	0,07	22,9	3,6	1,0	V=1,2	— 23,8032	piese pentru autoturisme

înalt aliate: de scule, de rulmenţi, oţeluri pentru arc, oţeluri inoxidabile şi refractare, oţeluri pentru electrotehnică ş.a. (în total 21 mărci). Compoziţiile chimice luate în calcul pentru diferitele mărci se dau în tabelul 2.

Pentru ilustrarea metodei utilizate, se dau mai jos cîteva exemple de calcul detaliat. Toate datele se referă la temperatura de 1 600°C şi presiunea de 1 atm.

Pentru un oţel marca E 41 destinat tablei electrotehnice, avînd compoziţia: C = 0,08%; Mn = 0,3%; Si = 4,2%; S = 0,025%; P = = 0,025%, solubilitatea azotului se calculează determinîndu-se întîi conţinutul de siliciu echivalent:

$$\sum_{i=1}^{n} \%[Si]_E^{Y_i} = 0,08 \times 2,454 + 0,3x(-0,378) + + 4,2 \times 1,00 + 0,025 \times 0,245 + + 0,025 \times 0,905 = 4,3116\ \%$$

În continuare, solubilitatea se obţine astfel:

$$\lg\%[N]_s = \lg\%[N]_0 - \lg f_N^Y\ \%\ \lg\%=[N]_0 -$$

$$- e_N^{S_i} \cdot \sum_{i=1}^{n} \%[Si]_E^{Y_i} = \lg 0,0442 - 0,05303 \times$$

$$\times 4,3116 = -1,58322$$

$$\%[N]_s = 0,0267\%$$

Pentru un oţel rapid de scule marca Rp5 avînd compoziţia: C = 0,8%; Mn = 0,4%; Si = 0,3%; S = 0,02%; P = 0,025%; Cr = = 4,1%; Mo = 0,4%; Ni = 0,3%; V = 1,3%; W = 19,0%, solubilitatea azotului se determină după cum urmează:

$$\sum_{i=1}^{n} \%[Si]_E^{Y_i} = 0,8 \times 2,454 + 0,4 \times (-0,378) + + 0,3 \times 1,000 + 0,02 \times 0,245 + + 0.025 \times 0,905 + 4,1 \times (-0,885) + + 0,4 \times (-0,226) + 0,3 \times (0,207) + + 1,3 \times (-1,884) + 19 \times (-0,038) = = -4,6885\%$$

$$\lg\%[N]_s = \lg 0,0442 - 0,05303 \times (-4,6885) = = -1,10595$$

$$\%[N]_s = 0,0784\%$$

În continuare, se prezintă exemple de calcul pentru cazurile în care $\%\sum_{i=1}^{n}[Si]_E^{Y_i} < -13\%$:

— Pentru un oţel inoxidabil marca 2 Ni Cr 185, destinat unor utilaje tehnologice care lucrează în medii corosive la temperaturi ridicate, avînd compoziţia: C = 0,03%; Mn = 2,0%; Si = 1,0%; S = =0,03%; P = 0,045%; Cr = 18,5%; Ni = = 11,2%, conţinutul de siliciu echivalent este:

$$\sum_{i=1}^{n}[Si] = 0,03 \times 2,454 + 2 \times (-0,378) + + 1,0 \times 1,000 + 0,03 \times 0,245 + 0,045 \times \times 0,905 + 18,5 \times (-0,885) + 11,2 \times \times 0,207 = -13,6884$$

Se determină în prealabil factorul de corecţie α:

$$\alpha = 0,0303 \times (-136884) + 1,3379 = 0,9231$$

În continuare, solubilitatea azotului se obţine astfel:

$$\lg\%[N]_s = \lg\%[N]_0 - \lg f_{N(cor)}^Y = \lg\%[N] - - (\lg f_N^Y - \lg\alpha) = \lg 0,0442 - [0,05303 \times \times (-13,6884) - \lg 0,9231] = -0,66342$$

$$\%[N]_s = 0,217\%$$

— Pentru un oţel marca 10 TiWCrNi 360 destinat unor arcuri de turbine cu aburi, avînd compoziţia: C = 0,12%; Mn = 1,9%; Si = = 0,4%; S = 0,02%; P = 0,02%; Cr = = 15,0%; Ni = 37,5%; W = 2,4%; Ti = = 1,3%
calculele duc la:

$$\sum_{i=1}^{n} \%[Si]_E^{Y_i} = 0,12 \times 2,454 + 1,9(-0,378) + + 0,4 \times 1,000 + 0,02 \times 0,245 + + 0,02 \times 0,905 + 15,0 \times (-0,885) + + 37,5 \times 0,207 + 2,4 \times (-0,038) + + 1,3 \times (-11,126) = -20,0682\%$$

Se calculează factorul de corecţie astfel: $\alpha = 0,0303 \times (-20,0682) + 1,3379 = 0,7298$
Solubilitatea azotului este:

$$\lg\%[N]_s = \lg\%[N]_0 - (\lg f_N^Y - \lg\alpha) = \lg 0,0442 - - [0,05303 \times (-20,0684) - \lg 0,7298] = - 0,42716$$

$$\%[N]_s = 0,374\%$$

S-a insistat asupra acestor calcule în vederea elucidării tuturor posibilităţilor de aplicare a metodei pentru cele mai diferite cazuri, respectiv o gamă largă de mărci de oţeluri.

Rezultatele calculelor efectuate pentru cele 21 mărci de oţeluri analizate sînt prezentate în tabelul 3. Valorile teoretice obţinute nu s-au putut verifica direct prin compararea lor cu datele experimentale, din lipsa acestora. Sînt însă în literatura de specialitate numeroase date experimentale pentru oţeluri şi aliaje similare sau apropiate ca compoziţie de mărcile studiate. Verificarea valorilor calculate a fost posibilă dacă se ţine seamă de faptul că între

solubilitatea azotului și conținutul echivalent de siliciu [Si] există o relație bine definită (fig. 2). Curba a fost trasată pe baza unui însemnat număr de date experimentale comunicate în literatura de specialitate [2], [5]—[8]. Reprezentînd pe același grafic valorile rezultate din calcul pentru mărcile de oțeluri studiate, rezultă că ele sînt amplasate satisfăcător în jurul curbei experimentale (fig. 2), ceea ce confirmă valabilitatea metodei utilizate.

Se consideră că stabilirea solubilității azotului în oțelul lichid poate furniza date utile oțelarilor pentru conducerea elaborării. Așa, de exemplu, pentru oțelul 1 MoCr 260 (tab. 2 și 3), avînd o solubilitate pentru azot de 0,4637%, se cere ca în final conținutul de azot să să fie sub 0,015%, ceea ce necesită la elaborare și tratare ulterioară o degazare avansată.

În schimb, pentru oțelul 53NNiMn Cr 210 (tab. 2 și 3), avînd solubilitatea de 0,3785% N,

Tabelul 3

Coeficientul de activitate și solubilitate a azotului în oțelurile tipizate examinate

Nr. de marcă	Marca	Conținutul în siliciu echivalent, $[Si]_E$%	Factorul de corecție, α	Coeficientul de activitate, $(f_N^Y)_{cor.}$	$[N]_s$, %
1	E 41	+ 4,3116	—	0,22864	0,02611
2	OSC 12	+ 3,2915	—	0,17455	0,0295
3	10 Ni 35	+ 1,1999	—	0,06362	0,03821
4	OL 34	+ 0,2233	—	0,01842	0,0424
5	S 10MnSiMo1Cr2,5	— 2,4584	—	—0,13037	0,0597
6	Rp 5	— 4,6885	—	—0,24683	0,0784
7	12 SiCrNi 360	— 4,8875	—	—0,25918	0,0803
8	200 Cr 120	— 7,8009	—	—0,41368	0,1146
9	20 VNiWMoCr 120	— 9,5250	—	—0,50511	0,1414
10	12 NiCoCr 210	—10,8061	—	—0,57305	0,1654
11	12 MoWCoCrNi 200	—12,2806	—	—0,65124	0,1980
12	2 NiCr 185	—13,6884	—	—0,69115	0,2171
13	90 VMoCr 180	—14,1335	0,9097	—0,70840	0,2259
14	8 Cr 170	—14,3716	0,9024	—0,71753	0,2307
15	15 SiNiCr 200	—16,3499	0,8425	—0,79261	0,2742
16	12 NNiMnCr 180	—17,7402	0,8004	—0,844 8	0,3087
17	10 TiWCrNi 360	—20,0682	0,7298	—0,9 742	0,3740
18	10 TiMoNiCr 175	—20,1415	0,7276	—0,92999	0,3762
19	53 NNiMnCr 210	—20,2170	0,7253	—0,93263	0,3785
20	1 MoCr 260	—22,8394	0,6452	—1,02086	0,4637
21	50 VNiMnMoCr 210	—23,8032	0,6187	—1,05376	0,5002

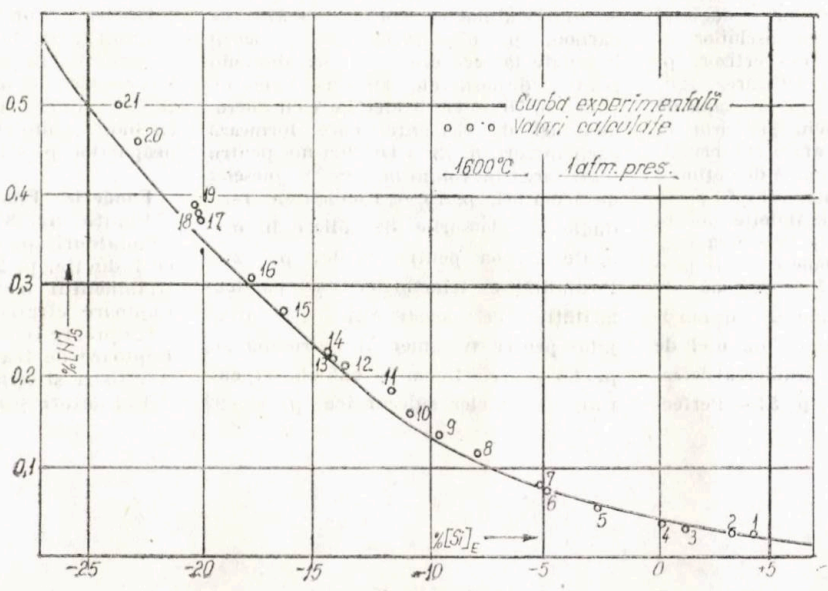


Fig. 2. Comparația între solubilitatea azotului în oțel calculată și cea determinată experimental (tab. 3)

se recomandă un conținut de azot de 0,38—0,50%, ceea ce depășește solubilitatea acestui gaz la presiunea obișnuită în oțelul lichid respectiv. În acest din urmă caz, trebuie aplicate tehnologii adecvate pentru suprasaturarea oțelului cu azot, cunoscut fiind faptul că conținutul ridicat de azot în unele oțeluri austenitice contribuie la îmbunătățirea sensibilă a calității, ducînd în același timp la însemnate economii de nichel [9]. Cercetările recente au arătat faptul că, de exemplu, în cazul unui oțel cu 0,03% C; 1,21% Si; 4,10% Mn; 21,6% Cr; 4,24% Ni; 2,62% Mo și cantități mici de V și Nb, avînd o solubilitate pentru azot de circa 0,4%, se poate obține, prin metode speciale de elaborare și tratare un conținut de 0,76% N în lingou (de exemplu prin retopire cu arc sub zgură într-o atmosferă de azot și argon la presiune ridicată [9]), realizîndu-se o îmbunătățire sensibilă a proprietăților.

Cunoașterea solubilității azotului în oțel este utilă; stabilirea acesteia prin metoda simplă de calcul arătată mai sus pentru toate oțelurile tipizate poate furniza indicii prețioase oțelarilor pentru alegerea celei mai adecvate tehnologii de fabricație.

BIBLIOGRAFIE

[1] Apa, L. : În : Metalurgia, R.S.R., nr. 1 — 1985, p. 20—24.
[2] Apa, L. În : Metalurgia, R.S.R., nr. 8—1985, p. 389—393.
[3] Apa, L. În : Metalurgia, R.S.R., nr. 8—1986, 365—367.
[4] Schürmann, E. ș. a. În : Archiv f. d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 9—1986, p. 548—551.
[5] Socolov, V. M., Balșov, L. A. In Izvestia VUZ Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 9—1982, p. 5—7.
[6] Wade, H., Pehlke, R. D. În : Met. Trans., S.U.A., 1980, V. 11. B, p. 51—56.
[7] Pehlke, R. D., Rizescu, C. În : Journal of the Iron and Steel Inst. Anglia, nr. 10—1971, p. 776—778.
[8] Steinmetz, E., Scheller, P. R. In : Archiv f.d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 7—1987, p. 310—318.
[9] Pant, P. ș.a. În : Archiv f.d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 1—1987, p. 18—25.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 10, 1989

Modificarea compoziției granulometrice a aglomeratului în procesul de stabilizare, p. 6 — Pregătirea termică rațională a creuzetului la punerea în funcțiune a furnalului, p. 9 — Analiza eficienței de utilizare a gazelor naturale la furnalele Combinatului metalurgic Cerepoveț, p. 12 — Tendințe de dezvoltare a tehnologiei de elaborare a oțelului în secțiile de convertizoare moderne, p. 19 — Prelucrarea deșeurilor cu fracțiuni mici de oțel aliat, p. 39 — Utilizarea așchiilor la elaborarea oțelului în convertizor, p. 40 — Electrotermia cu utilizarea zgurilor de furnal rezultate de la aliajul de aluminiu-siliciu cu calciu și bariu la tratamentul oțelului în afara cuptorului, p. 42 — Tehnologie rațională de obținere a semifabricatelor pentru roți c.f., p. 45 — Producția de profile îndoite noi la uzina Amurstal, p. 48 — Creșterea preciziei dimensiunilor geometrice ale profilelor laminate, p. 50 — Metodă de calcul al procedeelor tehnologice de fabricație a profilelor fasonate din oțel de mare precizie, p. 52 — Studierea defectelor arcurilor din oțel, p. 54 — Perfecționarea decapării electrochimice a oțelurilor rezistente la coroziune în electroliți neutri, p. 56 — Procedeu de protecție a metalului laminat la rece împotriva coroziunii atmosferice, p. 58 — Procedeu termotehnologic de fabricație a țevilor prin mandrinarea la cald cu amestecuri de abur și gaze, p. 60 — Utilizarea utilajului rezistent la coroziune la reconstrucția secțiilor de decapare, p. 65 — Producerea benzii cu conținut ridicat de carbon prin carburarea cu gaze a semifabricatului cu conținut scăzut de carbon, p. 67 — Proprietățile benzii laminate la rece din aliaj fier-aluminiu pentru dispozitivele cu magnetostricțiune, p. 70 — Oțel 30HNMA cu microadaosuri de elemente care formează carbonitruri, p. 75 — Oțeluri noi pentru matrițarea în volum la rece a pieselor de armături, p. 79 — Elementele reziduale și adaosurile de aliere în oțelurile carbon pentru scule, p. 82 — Posibilitățile tehnologice și particularitățile de construcții ale utilajului pentru tratamentul hidrodinamic, p. 86 — Perfecționarea calculației costului produselor siderurgice, p. 89, 92 — Analiza utilizării combustibilului la tratamentul termic al țevilor și baloanelor în cuptoarele cu gaze cu încălzire deschisă, p. 97 — Dispozitive de aprindere pentru arzătoarele de gaze, p. 100 — Tratamentul stabilizat al apei din sistemul de alimentare cu apă prin recirculare la epurarea gazelor de furnal, p. 107 — Evacuarea activă a emanațiilor de praf de la cajele de lucru ale laminoarelor de tablă, p. 108.

Fonderie Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 86, 1989

Turnarea în nisip silico-argilos, p. 17 — Procedee de formare cu nisip fără liant, p. 23 — Formare și miezuire cu nisipuri cu lianți chimici, p. 26 — Regenerarea nisipurilor, p. 31.

Fonderie Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 87, 1989

Cubilouri, p. 17 — Cuptoare electrice cu inducție, p. 21 — Turnarea, dozarea, tratamentul metalului lichid, p. 23 — Cuptoare electrice cu rezistențe, p. 27 — Cuptoare cu combustibili, p. 29 — Cuptoare de tratament termic, p. 35 — Arzătoare și elemente de încălzire, p. 36 — Refractare și materiale izolante, p. 39.

Ing. A. Semenescu, ing. R. Pivniceru,
ing. C. Covalschi, ing. C. Sârbu și
ing. O. Jalobeanu
IPROMET

Răcirea prin vaporizare a cuptoarelor electrice cu arc

CZ : 669.041.38 : 669.161.18

Printre realizările importante din activitatea IPROMET se înscrie și modernizarea cuptoarelor electrice cu arc, de mare capacitate, agregate care au căpătat în ultimii ani o largă utilizare în România.

Există în exploatare și urmează să fie puse în funcțiune cuptoare electrice cu puteri specifice instalate de 450—1000 kVA/t de capacitate. La modernizarea cuptoarelor electrice de mare capacitate, s-au avut în vedere următoarele : asimilarea de materiale refractare cu performanțe superioare, utilizarea arzătoarelor oxicombustibil, precum și înlocuirea zidăriei refractare de la pereți și bolta cu panouri metalice tubulare, realizînd, în acest caz prin creșterea puterii electrice instalate, o utilizare mai bună a cuptoarelor, o productivitate anuală mai mare, precum și recuperarea căldurii din pereții laterali și bolta cuptorului.

Răcirea cu apă. Din punct de vedere constructiv, panourile răcite cu apă au înregistrat următoarea evoluție : panouri masive din fontă sau din oțel ; panouri din tablă de oțel sudate ; serpentine tubulare din oțel.

Răcirea panourilor se face cu apă industrială.

În cazul utilizării apei cu duritate mai ridicată, pe suprafețele elementelor de răcire se formează piatra de cazan pentru limitarea vitezei de depunere a pietrei de cazan fiind necesară diminuarea temperaturii de ieșire a apei de răcire, pînă la maximum 40°C.

Considerînd că temperatura apei de răcire este de 25°C la intrare, se obține cantitatea maximă de căldură Q, evacuată de $G = 1$ kg apă :

$$Q = G \cdot c \cdot \Delta t = 1 \cdot 4{,}19(40 - 25) = 63 \text{ kJ}$$

unde :

c este căldura specifică a apei, kJ/kg°C ;

Δt — diferența de temperatură a apei, °C.

Dintre deficiențele sistemului de răcire cu apă se menționează durabilitatea redusă și necesitatea înlocuirii frecvente a elementelor de răcire, eficiența scăzută a răcirii ducînd la necesitatea utilizării unor cantități mari de apă.

Răcirea prin vaporizare. Răcirea prin vaporizare constă în utilizarea pentru răcirea elementelor cuptorului a căldurii de evaporare a apei q, care este în funcție de presiunea din instalație și variază între $q = 2258$ kJ/kg — la presiunea de 0,1 MPa și $q = 1840$ kJ/kg — la presiune de 2,5 MPa.

Cantitatea de căldură, care poate fi evacuată în instalația de răcire prin vaporizare a cantității G kg de apă, este :

$$Q = G(i'' - i'), \text{kJ/kg}.$$

unde :

i'' este entalpia aburului ;

i' — entalpia apei de alimentare.

La o presiune de 0,8 MPa, un kg de apă vaporizat evacuează, în sistemul de răcire, cantitatea de căldură :

$$Q = 1(2769 - 721) = 2048 \text{ kJ/kg}$$

Această cantitate este de circa 33 ori mai mare decît în cazul răcirii cu apă.

Există două sisteme principale de răcire prin vaporizare, și anume : cu circulație naturală și cu circulație forțată.

Răcirea prin vaporizare cu circulație naturală folosește pentru circulația apei și învingerea rezistențelor hidraulice a unui tambur situat la înălțime relativ mare.

În cadrul răcirii prin vaporizare cu circuit forțat, presiunea de deplasare a agentului de răcire se obține prin utilizarea de pompe cu presiune corespunzătoare.

Instalația de răcire prin vaporizare tip IPROMET pentru cuptoare electrice cu arc. Instalația proiectată de specialiștii IPROMET cuprinde următoarele componente : stația de tratare a apei ; gospodăria cu apă de alimentare ; tambur de abur (amplasat la cote superioare) ; stația de pompe de recirculare ; instalații pe cuptor ; instalații hidrotehnice exterioare ; panouri de răcire, tubulare, distincte, pentru cuvă și boltă.

Panourile cuvei sînt legate în diagonală, pentru echilibrare hidraulică.

În figura 1 este reprezentată schematic instalația de răcire prin vaporizare.

Particularitatea instalației tip IPROMET constă din transferarea procesului de vaporizare a fluidului de răcire din cuptorul electric unde apare pericolul de formare a bulelor și posibilitatea unei supraîncălziri locale — în vaporizare în ventilul de laminare amplasat pe intrarea în tambur.

Principii de dimensionare. În condiţiile regimului UHP de elaborare a oţelului, elementele de închidere ale cuptorului (pereţi şi boltă) sînt supuse la intensităţi mari de căldură radiantă.

Intensităţile fluxului termic ating în unele zone valori de peste 200 kW/m².

Pentru evitarea unor supraîncălziri locale care duc la arderea şi spargerea ţevilor de răcire, agentul de răcire trebuie să fie în fază lichidă.

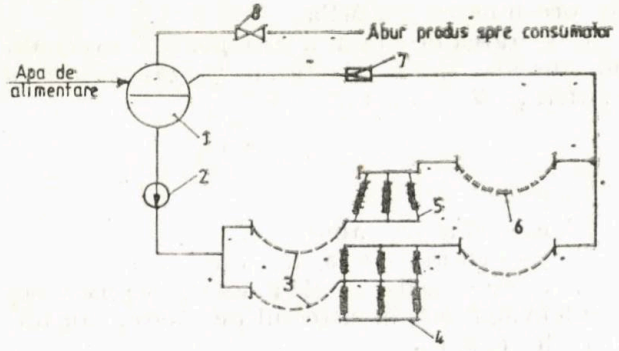


Fig. 1. Instalaţia de răcire prin vaporizare tip IPROMET: *1* — tambur separator de abur; *2* — pompe de circulaţie a apei; *3*, *6* — furtunuri flexibile; *4* — panouri de răcire a cuvei; *5* — panouri de răcire a bolţii; *7* — ventil de laminare; *8* — ventil principal

În cazul unor porţiuni ale pereţilor sau ale bolţii prin care trec vapori, agentul de răcire ajunge în starea de vapori, ţinînd seamă de coeficienţii reduşi de transfer al căldurii aburului.

Obţinerea căldurii recuperate sub formă de abur s-a considerat că permite o valorificare optimă, întrucît producerea de apă caldă nu asigură o folosire integrală, în special în perioada caldă a anului.

Această situaţie a dus la alegerea unui sistem de răcire care trebuie să prezinte şi un grad sporit de siguranţă caracterizat prin: răcire în fază lichidă a elementelor de răcire; livrare de abur tehnologic către exterior.

Realizarea sistemului original admis comportă existenţa unui tambur la o presiune p, egală cu presiunea aburului industrial distribuit pe platformă, avînd la partea superioară apă la temperatura de saturaţie.

Cu pompele de circulaţie, apa la temperatura de saturaţie este pompată la presiunea $p + \Delta p + \Delta p'$ în elementele de răcire, unde: Δp este căderea de presiune în instalaţia de vaporizare; Δp — căderea de presiune în ventilul de laminare.

Din elementele de răcire, apa este evacuată cu presiunea $p + \Delta p$, la o temperatură cu 20°C superioară temperaturii de intrare, şi este trecută printr-un ventil de laminare, după care rezultă o emulsie abur-apă la presiunea p.

Emulsia se dirijează spre tambur unde aburul se separă şi este dirijat către consumator, iar apa colectată la partea superioară a tamburului reintră în circuit.

În vederea răcirii sigure a elementelor cuptorului, s-a admis multiplu de circulaţie peste 10.

Date de calcul. În cuptorul electric, fazele de elaborare se caracterizează prin fluxuri termice variabile.

Pentru dimensionare, se admite un regim mediu care reprezintă durata maximă de funcţionare şi ţine seamă de radiaţia gazelor, avînd temperaturi de circa 1 600°C.

Calculînd cu relaţia:

$$Q = 0{,}5(e_p - 1) \cdot C_0 \cdot \left[e_g \left(\frac{Tg}{100}\right)^4 - a_g \left(\frac{Tp}{100}\right)^4 \right], \frac{W}{m^2}$$

(pentru o compoziţie medie a gazelor în cuptor: $CO_2 = 12{,}58\%$, $CO = 3{,}39\%$, $O_2 = 7{,}83\%$, $H_2 = 3{,}55\%$, $N_2 = 72{,}65\%$), rezultă fluxul mediu de căldură: $Q = 70000$, W/m².

Soluţii constructive de realizare a panourilor de răcire metalice tubulare. Soluţiile constructive aplicate pentru realizarea panourilor metalice tubulare la boltă sînt diferite de cele de la pereţii cuvei.

Astfel, bolta a fost realizată în sistem monobloc, din ţevi concentrice, aşezate tangenţial în formă de trunchi de con cu baza mare în jos. Ţevile sînt alimentate de la distribuitoare montate pe boltă.

Sistemul monobloc de ralizare a bolţii permite asigurarea unor pierderi minime de presiune la circulaţia apei şi controlul parametrilor fluidului de răcire la punctele de intrare şi de ieşire din boltă.

Pereţii verticali ai cuvei au fost realizaţi din panouri din ţeavă, împărţite, în sectoare circulare de 30 şi 40°. Panourile metalice se dezvoltă de la circa 1000 mm de la nivelul băii metalice pînă la partea superioară a cuvei. Parametrii fluidului de răcire sînt controlaţi şi reglaţi separat pentru fiecare panou.

Soluţiile constructive aplicate la boltă şi panouri au urmărit ca suduruile de îmbinare a ţevilor să fie scoase din zona de radiaţie. S-au aplicat soluţii originale, brevetate, pentru trecerea fluidului de răcire dintr-o ţeavă în a doua ţeavă paralelă şi adiacentă cu prima, respectînd condiţia menţionată anterior ca sudurile să nu fie expuse radiaţiilor.

Soluţiile constructive aplicate sînt prezentate în tabelele 1 şi 2.

Tabelul 1

Parametrii pentru bolta din panouri metalice tubulare

Parametrii	UM	Cuptoare cu capacitate mai mică de 10 t/șarjă	Cuptoare cu capacitate de 10—100 t/șarjă
Suprafața panourilor	%	98	75
Diametrul interior al țevilor	mm	30	30
Grosimea peretelui țevii	mm	8	8

Tabelul 2

Parametrii pentru pereții din panouri metalice tubulare

Parametrii	UM	Cuptoare cu capacitatea de 10 — 100 t/șarjă
Suprafața panourilor	%	28
Diametrul interior al țevii	mm	40
Grosimea peretelui țevii	mm	12

La cuptoarele sub 10 t/șarjă, datorită înălțimii reduse a pereților, soluția de utilizare la pereți a panourilor metalice tubulare nu se aplică.

Avantajele soluției IPROMET. Prin soluția realizată se asigură: reducerea consumului de materiale refractare bazice cu 10 kg/t oțel elaborat; obținerea de abur tehnologic la presiunea de 6—12 bari cu multiple întrebuințări industriale; reducerea costurilor de investiție și exploatare; mărirea duratei de funcționare normală a cuptorului electric.

BIBLIOGRAFIE

[1] Butnariu, I., Berceanu, E., Geantă, V., Radu, V. : *Aspecte privind funcționarea cuptoarelor electrice cu arc dotate cu panouri răcite cu apă.* În: Metalurgia, R.S.R., 41, 1989, nr. 5.

[2] Ameling, D., Assenmacher, R., Elsner, E., Fuchs, G. : *Elemente ale pereților răciți cu apă pentru cuptoare cu arc UHP.* În: Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 9, 1989.

[3] Cordier, C. *Utilizarea panourilor răcite la cuptorul electric.* În: C.I.T., Franța, nr. 7—8, 1979.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, R.F.G., nr. 22, 1989

Tehnica de conducere pentru instalațiile de topire și turnare, p. 751 — Obținerea unor proprietăți mai bune ale fontei de turnătorie printr-o inoculare mai eficientă a acesteia, p. 756 — Experiența privind utilizarea unui convertizor VOD, într-o turnătorie de oțel, p. 762 — Determinarea conținutului de hidrogen și porozității din aliajele de aluminiu, p. 767 — Considerații privind sursele posibile de emisie la topirea și turnarea metalelor și a aliajelor neferoase, cu considerarea deosebită a măsurilor uzuale de tratare a topiturii, p. 775 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor ușoare, în nisip și în cochile. Partea 1. Turnarea aluminiului — principii metalografice. Materiale și proprietăți ale materialelor (urmare 26), p. 780 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor ușoare, în nisip și în cochilă. Partea a 2-a. Turnarea magneziului — materiale și proprietățile materialelor (urmare 20), p. 785.

Giessereitechnic, R.D.G., nr. 10, 1989

Experiența cu utilizarea soluțiilor de sticlă solubilă modificate, p. 299—Aplicarea modelului matematic la alegerea modificatorului, p. 302 — Analiza procesului de presiune a gazului din materialele de formare liate chimic în timpul umplerii formei, p. 306 — Proprietăți de rezistență dinamică a elementelor de mașini cu pereți groși din fontă de turnătorie solicitate pe lungă durată, p.310 — Fontă de turnătorie aliată cu siliciu, rezistență la oxidare și uzură, cu grafit vermicular, p. 315 — Scule pentru automatizarea flexibilă a proceselor de frezare, în oțelurile de modelare la construcțiile mecanice și la stațiile de turnare. Partea a 2-a : Scule de frezare pentru prelucrarea elementelor de frezare și materiale de tăiere, p. 320.

Neue Hüte, R.D.G., nr. 10, 1989

Aspecte privind desulfurarea și influențarea incluziunilor nemetalice din oțel prin tratamentul cu calciu, p. 361 — Modelarea matematică experimentală a proprietăților mecanice ale oțelurilor extrudate hidrostatic după tratamentul termomecanic de temperatură înaltă, p. 365 — Comportarea ciclică la alungire a oțelului X8CrNiTi18.10 la temperaturi de pînă la 550°C, p. 370 — Determinarea nedistructivă a profunzimii de pătrundere a călirii la oțelul călit cu laser X20Cr13, prin unde de suprafață cu ultrasunete, p. 374 — Comportarea la călire a oțelului pentru implantări deformat la rece X2CrNiMoN18.12., p.378 — Măsurarea activității oxigenului din topituri, cu ajutorul sondelor ceramice cu electrolit solid, p. 381 — Încercări de curgere asupra modelului unui convertizor Peirce-Smith cu un anemometru Doppler cu laser, p. 385 — Recuperarea metalelor din soluții, prin cementare, p. 388 — Metodă de polioptimizare pentru determinarea compozițiilor aliajelor, reprezentată prin exemplul bronzurilor multicomponente, p. 391—Analiză multidimensională în scopul diferențierii sîrmei de wolfram din diferite pulberi de wolfram, pe baza mai multor conținuturi de elemente nedozabile selectate, p. 395 — Determinarea bioxidului de vanadiu și titan prin analiza de activizare a neutronilor, p. 397.

Neue Hüte, R.D.G., nr. 9, 1989

Oțelul — un material de viitor. Progrese ale elaborării și dezvoltării oțelului, p. 321 — Influențarea condițiilor de formare a blocurilor laminate cu considerarea tracțiunii longitudinale, p. 327 — Model matematic al cajei și al procesului de laminare, p. 332 — Aspecte privind transferul termic axial la capetele cilindrilor de lucru, p. 337 — Optimizarea desfășurării procesului de laminare la rece a benzilor la laminoarele reversibile cu o singură cajă, p. 339 — Încercări privind asigurarea planității benzilor laminate la rece la o cajă reversibilă cu șase cilindri, p. 343 — Determinarea asistată de calculator a diagramelor termodinamice de stare, ca o premisă a tehnologiei de fabricare a metalelor neferoase, p. 347 — Premise și posibilități pentru automatizarea procesului de obținere a aluminei din argilă, p. 351 — Determinarea gradului de dispersie a cementitei din oțelul 100 Cr6 cu ajutorul TEM, p. 355 — Controlul electrochimic al rezistenței la coroziunea intercristalină prin procedeul EPR asistat de calculator, p. 357 — Noi variante de preparare și transport al epruvetelor pentru analiza spectrală, p. 359.

Structura alamei speciale CuZnMnAlSiFe, microaliată cu titan și bor, cu litiu, cu mișmetal sau cu vanadiu

Ing. C. Gurgu
I.A.M.N.
prof. dr. ing. N. Geru
Institutul Politehnic București

C.Z. 669.35.5

În industria construcțiilor de mașini sînt utilizate pentru unele repere o serie de materiale scumpe și deficitare. Un exemplu în această direcție îl reprezintă inelele sincrone de la cutiile de viteze ale autoturismelor, autocamioanelor, autobuzelor, tractoarelor etc., confecționate din alamă specială R311, care are în compoziție 57,0—60,0%Cu, 1,5—2, 0% Mn, 2,0—4,0%Al, 0,6—0,9%Si, max.0,25%Fe, rest Zn. Caracterul de material scump și deficitar impune utilizarea cît mai rațională a acestor alame, lucru care poate fi realizat prin îmbunătățirea caracteristicilor fizico-mecanice, ceea ce duce la o creștere a siguranței și duratei în exploatare, deci implicit la o reducere a consumului. Lucrarea se înscrie pe linia eforturilor depuse în această direcție, pentru îmbunătățirea proprietăților fizico-mecanice, acționîndu-se în două direcții: unele modificări în compoziția chimică; microalieri cu diferite elemente.

Programul experimental și metodele de cercetare

Alama specială care a făcut obiectul cercetării are în compoziție 56,0—60,0%Cu, 1,0—2,5% Mn, 1,0—1,5%Al, 0,2—0,6%Si, 0,4—0,8%Fe, rest Zn. Se observă faptul că, față de alama specială R311, alama specială propusă se caracterizează în principal printr-un conținut mai scăzut în aluminiu, fiind aliată suplimentar cu 0,4—0,8%Fe; în cazul alamei R311, fierul fiind limitat la 0,2%, apare ca impuritate. Aceste modificări au fost efectuate pe baza documentării asupra alamelor speciale, utilizate în același scop, în diferite țări. Conținutul de aluminiu a fost limitat la 1,5% deoarece se știe că la o creștere a concentrației în aluminiu peste această limită deși caracteristicile de rezistență sînt îmbunătățite, tenacitatea este înrăutățită sensibil; ori, pentru inelele sincrone, această proprietate este foarte importantă. Alierea cu fier în limitele 0,4—0,8% duce la o creștere a tenacității prin micșorarea grăunților cristalini și, în plus, imprimă o stabilitate a dimensiunii grăunților în timpul operațiilor de prelucrare la cald a acestei alame speciale.

Microalierea s-a făcut cu titan și bor, cu litiu, cu mișmetal sau cu vanadiu și a avut drept scop atît modificarea structurii macroscopice, cît și cea a structurii microscopice prin schimbarea compoziției, constituției și morfologiei fazelor durificatoare. În tabelul 1 sînt redate concentrațiile în elemente de microaliere pentru probele analizate.

Materialul a fost elaborat într-un cuptor cu inducție de frecvență medie, iar turnarea s-a făcut în cochilă de grafit de formă cilindrică cu Ø 60 × 350 mm. Pentru microaliere s-au utilizat prealiaje de AlTi5Bl, CuMMl2*, CuLi2,5 și A1V50, elaborate în cadrul experimentărilor.

Tabelul 1

Concentrația în elemente de microaliere

Ti+B, %	Li, %	mișmetal, %	V, %
0,015 + 0,003	0,005	0,015	0,015
0,040 + 0,008	0,008	0,050	0,040
0,075 + 0,015	0,015	0,150	0,150

Probele pentru studiul structurii au fost luate în secțiune transversală la 1/3 din piciorul barei turnate. Evidențierea structurii macroscopice și microscopice s-a făcut prin atac la temperatura camerei prin ștergere cu un tampon de vată, cu un reactiv pe bază de anhidridă cromică 40g CrO_3, 7,5g NH_4Cl, 50ml HNO_3 concentrat, 50ml H_2SO_4 concentrat, 900ml H_2O utilizat în diferite diluții.

S-a efectuat analiza stereometrică a compusului de $(Mn,Fe)_5Si_3$ cu ajutorul unui microscop Epiquant, datele obținute fiind prelucrate cu un program adecvat cu calculatorul electronic, pentru determinarea următoarelor caracteristici: proporția volumetrică de compus, %; dimensiunea medie liniară, l_A; distanța medie liniară dintre particule, T_A; distribuția masică a compusului MI; gradul de orientare E_A; distribuția cumulată a lungimii secțiunilor, SNI, D_{50}; suprafața specifică a limitelor de particule de compus, S_{sp}.

Pe probe metalografice special pregătite a fost analizat compusul cu microsonda electronică, iar după separarea compusului prin dizolvarea chimică a matricei în reactivul pe bază de anhidridă cromică, acesta a fost studiat prin di-

* MM-mișmetal cu ceriu avînd 56% Ce, 33% La, 15%Nd, 6%

fracție de raze X, la temperatura camerei într-un interval 2θ de la 20 la 60°C.

Rezultatele experimentale

Luînd ca referință structura macroscopică a alamei nemicroaliate (fig.1) și examinînd structura macroscopică a alamelor microaliate, se constată următoarele:

— microalierea cu titan și bor nu produce o finisare corespunzătoare a structurii de turnare, observîndu-se apariția unor insule cu granulația foarte fină în masa de bază cu grăunți puțin modificați, iar în cazul microalierii cu litiu nu se constată o modificare semnificativă a structurii macroscopice.

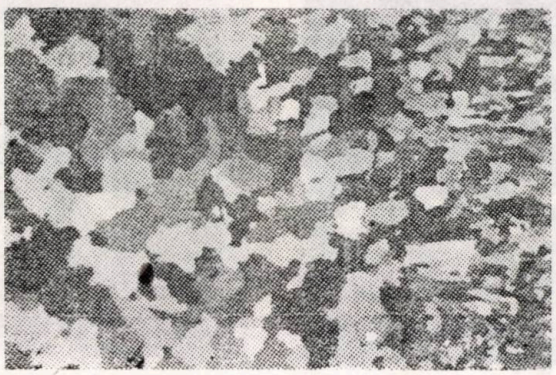


Fig. 1. Macrostructura alamei speciale nemicroaliate; atac CrO_3; 3x

— o modificare semnificativă a structurii de turnare se constată la alama microaliată cu 0,15% mișmetal, cînd numărul de grăunți pe cm^2 crește de la 45 (în cazul alamei nemicroaliate) la cca 135. Structura macroscopică este finisată la cel mai înalt grad în cazul alamei microaliate cu 0,05%V (fig.2), cînd numărul de grăunți pe cm^2 crește de peste 250 de ori, comparativ cu alama nemicroaliată.

Examinînd microstructura alamei speciale nemicroaliate (fig. 3,*a*) și microstructurile alamei microaliate cu titan și bor sau litiu (fig. 3, *b*) se constată că morfologia compușilor se schimbă, căpătînd forme rotunjite. Aceste aglomerări de compuși, observate în microstructura alamelor microaliate cu titan și bor sau litiu, corespund cu insulele de granulație foarte fină de pe imaginea de macrostructură. Dacă la microalierea cu mișmetal compușii apar și sub formă de filamente (fig.3,c), în cazul microalierii cu vanadiu, morfologia compușilor nu se schimbă.

Studiul cîmpușilor formați în structura acestei alame speciale prin difracție de raze X și cu microsonda electronică a pus în evidență prezența compusului Mn_5Si_3. În prezența fierului, o parte din atomii de mangan din acest compus sînt înlocuiți cu atomi de fier, astfel că, în

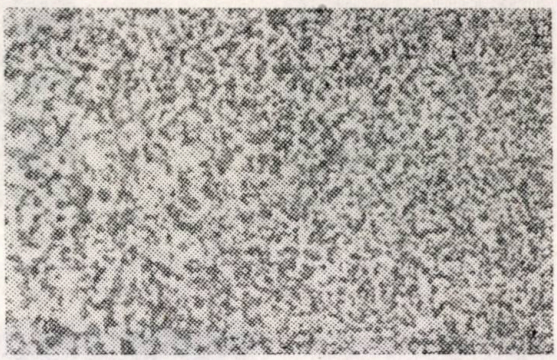


Fig. 2. Macrostructura alamei speciale microaliate cu 0,05%V 3x

acest caz, se întîlnesc atît particule de Mn_5Si_3, cît și particule de $(Mn,Fe)_5Si_3$. Se menționează faptul că proporția de atomi de mangan, care sînt înlocuiți cu atomi de fier, variază chiar și în cazul aceluiași aliaj în limite largi. Această concluzie rezultă clar din imaginea de raze X pentru mangan și fier (fig.4.,*b*,*d*), care pune în evidență concentrații diferite în mangan și fier ale diferitelor particule. Concluzia este certificată și de faptul că la separarea magnetică a acestor particule, obținute prin dizolvarea chimică a matricei, rezultă două clase: nemagnetică și feromagnetică, cea din urmă la rîndul ei fiind formată din particule de la slab feromagnetice pînă la puternic feromagnetice. Difractometric s-a determinat că particulele nemagnetice au structură haxagonală cu parametrul de rețea $a = 4{,}12$ Kx și $c = 6{,}91$ Kx. Aceste date au permis să se identifice aceste particule cu compusul NMn_5Si_3. Analiza difractometrică a particulelor feromagnetice a arătat că acestea au tot o structură haxagonală dar cu parametrii de rețea variabili, depinzînd de raportul $100Mn/(Fe+Mn)$; pe această bază se apreciază că acestea sînt particule de $(Mn,Fe)_5Si_3$.

Pentru a se stabili în ce măsură elementele de microaliere cu acțiune modificatoare asupra structurii macroscopice influențează morfologia și distribuția compușilor de $(Mn,Fe)_5Si_3$, au fost studiate, prin metoda metalografiei cantitative, probe special pregătite; o parte din

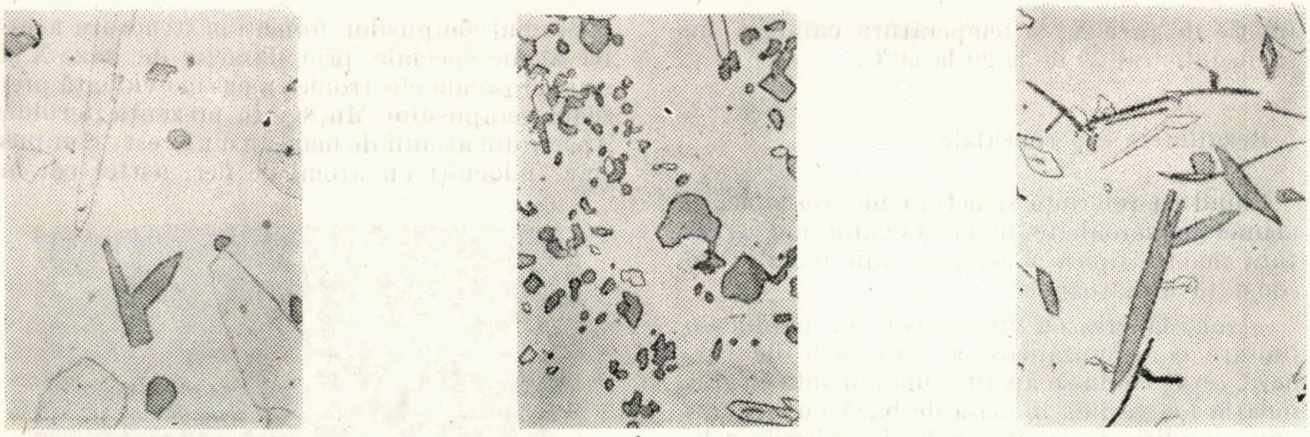


Fig. 3. Microstructura alamei speciale: *a* — nemicroaliată; *b* — microaliată cu 0,015% litiu; *c* — microaliată cu 0,05% vanadiu; atac: o parte CrO_3 + trei părți H_2O; 700x

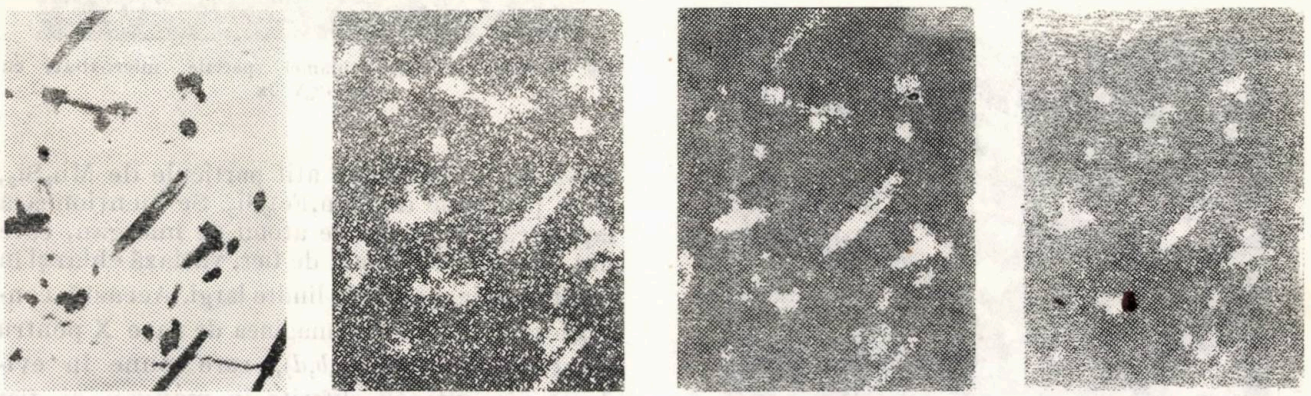


Fig. 4. Imagini obținute la microsonda electronică: *a* — imagine de compoziție; *b* — imagine de raze X pentru Mn; *c* — imagine de raze X pentru Si; — imagine de raze X pentru Fe; atac: o parte CrO_3 + două părți H_2O; 300x

rezultatele acestor măsurători sînt prezentate în tabelul 2.

Examinînd rezultatele analizei stereometrice se constată că proporția volumetrică de compus $(Mn,Fe)_5Si$ este diferită, în funcție de natura și concentrația elementului cu care s-a făcut microalierea.

Tabelul 2

Caracteristicile stereometrice ale compusului $(Mn, Fe)_5Si_3$

Numărul probei	1_A, μm	T_A, μm	D_m, μm	D_{50}, μm	A, %	E_A	S_g, mm²/mm³
01	2,2	54,0	5,8	4,4	3,9	1,0	889
7	2,7	61,3	5,6	3,1	4,2	1,0	727
8	2,4	48,3	7,0	3,0	4,6	1,0	816
9	1,9	34,8	5,6	1,9	5,2	1,1	1 030
10	2,8	82,2	5,7	2,2	3,2	1,1	714
11	3,2	93,4	5,6	1,7	3,2	1,1	626
12	2,2	56,3	5,4	2,2	3,8	1,1	892

Variația proporției de compus în această alamă specială microaliată cu mișmetal sau vanadiu este determinată de influența elementelor de microaliere asupra procesului de germinare și creștere.

Prin microalierea cu mișmetalul care conține ceriu, lantan, neodim etc., la temperatura de 1 200—1 300°C, cînd se formează compusul $(Mn,Fe)_5Si_3$ echilibrul termodinamic este deplasat în direcția formării oxizilor acestor elemente, care sînt insolubili în metalul lichid și au rolul unor germeni de cristalizare pentru acest compus. Deși parametrii de rețea nu sînt identici, compusul Mn_5Si_3 cu structura hexagonală are următorii parametri de rețea: $a = 4{,}812$ Kx și $c = 6{,}912$ Kx; oxizii de ceriu, lantan și neodim au structura hexagonală și parametrii de rețea $a = 3{,}889$ Kx, $c = 6{,}054$ Kx pentru Ce_2O_3, $a = 3{,}940$ Kx, $c = 6{,}130$ Kx pentru La_2O_3 și $a = 3{,}860$ Kx, $c = 6{,}000$ Kx pentru Nd_2O_3. Germinarea coerentă se produce cu o deformare a rețelei germenului pentru ca după primele straturi depuse parametrii de rețea să coincidă. Creșterea vitezei de germinare a compusului, în cazul microalierii cu mișmetal, este certificată de creșterea continuă a procentului de compus o dată cu creșterea concentrației în element de microaliere, ajungînd la o valoare maximă de 5,2%

pentru alama microaliată cu 0,15% mișmetal, comparativ cu alama nemicroaliată (3,9%). Microalierea cu vanadiu nu are o influență favorabilă asupra vitezei de germinare a compusului, obținîndu-se valorile cele mai mici pentru proporția volumetrică. Se constată că, la microalierea cu 0,15% mișmetal, se obține cea mai mică distanță medie liniară dintre particule (34,8 μm), comparativ cu alama nemicroaliată (54,0μm) sau cu alama microaliată cu 0,05%V cînd se obține valoarea maximă : 93,4 μm.

Dacă la alama nemicroaliată 50% din particulele de compus au diametrul mai mic de 4,4 μm, în cazul alamei microaliate cu 0,15% mișmetal, acesta scade la 1,9 μm , fiind de 1,7 μm pentru alama microaliată cu 0,05%V.

Concluzii

Cercetările efectuate asupra acestei alame speciale cu conținut de fier, microaliată cu titan și bor, cu litiu, cu mișmetal sau cu vanadiu, au pus în evidență următoarele :

— Conținutul de fier mai ridicat din această alamă duce la formarea soluțiilor solide pe baza compusului Mn_5Si_3, astfel încît în structură apar în matrice atît particule de Mn_5Si_3, cît și particule de $(Mn, Fe)_5Si_3$, conținutul în fier al acestei faze variind în limite largi.

— Microalierea cu 0,05 %vanadiu are ca efect o creștere a numărului de grăunți pe cm^2 de peste 250 de ori, comparativ cu alama nemicroaliată. Această modificare puternică a structurii de turnare este favorizată de prezența în topitură a compusului Al_3V, cu topire congruentă la 1 360°C, pe care are loc germinarea coerentă datorită ușurinței cu care rețeaua tetragonală a acestuia se conjugă complex cu rețeaua cubică a fazei βCuZn.

— Microalierea cu 0,15 % mișmetal are ca efect atît modificarea structurii macroscopice cît și cea a structurii microscopice. Astfel, comparînd cu alama nemicroaliată, numărul de grăunți pe cm^2 crește de peste trei ori, proporția volumetrică de compus aproape că se dublează, distanța medie dintre particule se reduce aproape la jumătate, iar 50% din particule au diametrul mai mic de 1,9μm. Creșterea vitezei de germinare a compusului $(Mn, Fe)_5Si_3$, în cazul microalierii cu mișmetalul, se explică prin formarea în topitură a oxizilor de ceriu, lantan și neodim, compuși izomorfi cu faza $(Mn,Fe)_5Si_3$.

— Microalierea cu litiu nu are un efect semnificativ de modificare a structurii macroscopice.

— Microalierea cu titan și bor produce modificări importante la nivel macroscopic și microscopic, necuprinzînd însă întregul volum de material (materialul este format din zone modificate alături de zone nemodificate), motiv pentru care nu prezintă interes practic.

BIBLIOGRAFIE

[1] Baumman, B. M. *Topituri metalice*. București, Ed. Tehnică, 1983.

[2] Petrescu, Maria *Metalurgia fizică și studiul metalelor*. vol. II, București, Ed. didactică și pedagogică, 1981.

[3] Geru, N. ș.a. *Materiale metalice*. București,Ed. Tehnică, 1985.

Cercetări privind corelarea dintre grăunții de austenită ereditari, grăunții de austenită reali, grăunții de perlită sorbitică și rezistența la rupere care se obține pe sîrmele patentate de diametru Ø0,92mm din oțel pentru cord metalic

Ing. Doinița Stan
I.S.P.S.Buzău

CZ: 621.785: 62—426

Dimensiunea granulației austentice formată în oțel în anumite condiții de încălzire, stabilite în funcție de tipul tratamentului termic al oțelului (granulația reală), este de cea mai mare importanță pentru rezultatul tratamentului termic respectiv.

Deoarece austenita nu suferă în timpul răcirii modificări dimensionale importante se poate considera că granulația austenitică, formată în condițiile date, rămîne neschimbată pînă la temperatura obișnuită.

Chiar dacă prin condițiile de răcire se modifică gradul de dispersie a constituenților formați (perlită, troostită) sau natura lor, influența granulației austenitice asupra proprietăților mecanice obținute prin tratamentul termic se păstrează.

Rezultă faptul că, pentru o conducere corectă a tratamentului termic, trebuie determinată granulația austenitică reală cea mai potrivită.

Dar calitatea intrinsecă a unui oțel se determină nu numai după mărimea grăuntelui austenitic real ci și după tendința de creștere a grăuntelui austenitic, (ereditatea granulară).

Vitezele cu care se desfășoară în diferite intervale de temperatură procesele de transformare după mecanismul de difuzie perlitic variază în funcție de o serie de factori, dintre care cea mai mare importanță o au: compoziția chimică; granulația și gradul de omogenitate a austenitei; ereditatea oțelului și temperatura de încălzire pentru austenitizare.

În lucrare se analizează tratamentul termic de patentare corespunzător oțelului pentru cord metalic, cu carbonul cuprins între limitele 0,67 și 0,74%, astfel încît sîrma de diametrul Ø 0,92 mm să corespundă cerințelor de trefilare pe mașini multiple.

Prin metoda de laborator se determină grăuntele austenitic real, grăuntele austenitic ereditar și grăuntele de perlită sorbitică. De asemenea, s-au făcut încercări de rezistență la rupere pe sîrma patentată.

Rezultatele au fost după aceea prelucrate statistic pentru stabilirea corelațiilor dintre determinările menționate mai sus, prin metoda corelațiilor. Patentarea este efectuată în cuptoare de tratament termic cu flux continuu și constă din încălzirile sîrmei la 920°C, urmate de răcire cu menținere în baia de plumb la temperatura de 550°C în zona cotului perlitic.

Obținerea unei structuri preponderent sorbitice este pusă în evidență de creșterea rezistenței la rupere, concomitent cu creșterea proprietăților de tenacitate.

La obținerea unei structuri sorbitice pure se înregistrează un maximum de rezistență și gîtuire la rupere.

Pentru exprimentări s-au recoltat probe din 50 de colaci, înainte și după patentare, din mai multe șarje.

Pe sîrmele patentate s-au efectuat determinări de rezistență la rupere pe grăunte austenitic ereditar și grăunte de perlită sorbitică.

Pentru aprecierea eredității austenitei s-a folosit metoda cementării. Probele prelevate din sîrmele nepatentate au fost folosite pentru determinarea grăuntelui austenitic real.

În acest scop, probele au fost încălzite și menținute la austenitizare cu respectarea condițiilor din fluxul de fabricație: $T = 920°C$ și $t = 23$ s, pentru Ø 0,92 mm. Probele au fost călite diferențial, iar grăuntele de austenită a fost pus în evidență prin rețeaua de troostită formată la marginea grăuntelui de martensită. Toate rezultatele încercărilor sînt prezentate în tabelul 1.

Toate structurile analizate au prezentat grăunți de perlită sorbitică ale căror diametre variază între ele cu aproximativ 5μm. De aceea, măsurătorile efectuate au fost împărțite pe intervale de 5—10, 15—20 și 20—25, 10—15 μm.

Rezistența la rupere cunoaște un interval de variație foarte mare: de la 91 la 125 daN/mm^2. Asupra rezistenței intervin cu influențele lor grăuntele austenitic real și gradul de finețe și de omogenitate al grăuntelui de perlită sorbitică.

Studiind rezultatele din tabelul 1, se constată existența unor corelații între ereditatea oțelului, grăuntele austenitic real, grăuntele de perlită sorbitică și rezistența la rupere obținută după patentare.

Tabelul 1

Rezultatele obținute în urma încercărilor efectuate

1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
91	3,0	6,0	0,111	0,0391	20—25	109	5,0	8,0	0,553	0,0196	10—15
98	3,4	6,0	0,095	0,0391	20—25	113	5,0	8,0	0,0553	0,0196	10—15
112	5,0	7,8	0,0553	0,0231	10—15	101	4,5	7,0	0,0669	0,0267	15—20
114	5,0	7,8	0,0553	0,0231	10—15	114	6,0	8,0	0,0391	0,0196	10—15
103	4,5	7,0	0,0669	0,0267	15—20	116	5,0	8,0	0,0553	0,0196	10—15
114	5,0	8,0	0,0553	0,0196	10—15	103	4,0	7,0	0,0788	0,0267	15—20
111	5,0	8,0	0,0553	0,0196	10—15	100	3,0	6,0	0,111	0,0391	20—25
113	5,6	8,0	0,0472	0,0196	10—15	114	6,0	7,8	0,0391	0,0231	10—15
103	4,5	7,0	0,0669	0,0267	15—20	91	3,4	6,7	0,095	0,0329	20—25
101,4	3,4	6,0	0,095	0,0391	20—25	103	4,0	6,7	0,070	0,0329	15—20
109	5,0	7,8	0,0553	0,0231	10—15	114	6,0	8,0	0,0391	0,0196	10—15
108	4,5	7,0	0,0669	0,0267	10—15	114	5,6	8,0	0,0172	0,0196	10—15
100	4,0	7,0	0,0788	0,0267	10—15	116	5,6	8,0	0,0472	0,0196	10—15
112	5,0	8,0	0,0553	0,0196	10—15	110,5	5,0	8,0	0,0553	0,0196	10—15
103	4,0	7,0	0,0788	0,0267	15—20	117	5,6	8,0	0,0472	0,0196	10—15
106	4,0	6,7	0,0788	0,0329	15—20	113	4,5	7,8	0,0669	0,0321	10—15
107	4,5	7,0	0,0669	0,0267	15—20	114	5,0	7,8	0,0553	0,0234	10—15
112	5,6	8,0	0,0472	0,0196	10—15	114	4,5	7,0	0,0669	0,0267	15—20
103	4,0	7,0	0,0788	0,0267	15—20	113	5,0	8,0	0,553	0,0196	10—15
102	3,4	6,7	0,095	0,0329	15—20	114	5,0	8,0	0,553	0,0196	10—15
106	5,0	7,0	0,0553	0,0267	15—20	122	5,6	8,9	0,0472	0,0167	5—10
106	4,0	6,7	0,0788	0,0329	15—20	101	3,4	6,7	0,095	0,0329	20—25
125	6,0	8,9	0,0391	0,0167	5—10	106	4,0	7,0	0,0788	0,0329	15—20
109	6,0	7 0	0,0788	0,0267	10—15	105	4,0	6,7	0,0788	0,0329	15—20
124		8,9	0,0391	0,0167	5—10	106	4,0	6,7	0,0788	0,0329	15—20

Obs. Notațiile folosite în tabel sînt următoarele:

1 — rezistența la rupere a sîrmei patentate, daN/mm²;
2 — grăuntele austenitic ereditar apreciat prin punctaj austenitic;
3 — grăuntele austenitic real apreciat prin punctaj austenitic;
4 — diametrul convențional mediu al grăuntelui austenitic ereditar, mm;
5 — diametrul mediu convențional al g ăuntelui austenitic real, mm;
6 — diametrul grăuntelui de perlită sorbitică

S-au obținut următoarele ecuații de regresie:

$$Y = 0{,}0074 + 0{,}274x \qquad (1)$$

în care:

x este diametrul mediu convențional al grăuntelui austenitic ereditar, mm;
Y — diametrul mediu convențional al grăuntelui austenitic real, mm.

$$Y = 0{,}012 + 0{,}079x \qquad (2)$$

unde:

Y este diametrul mediu convențional al grăuntelui austenitic real, mm;
x — diametrul mediu al grăuntelui de perlită sorbitică, mm.

$$Y = 131{,}2 - 1495x$$

în care:

Y este rezistența la rupere a sîrmei patentate, daN/mm²;
x — diametrul mediu al grăuntelui de perlită sorbitică, mm.

În urma analizei rezultatelor se desprind următoarele observații:

— dimensiunea granulației austenitei formate la încălzirea pentru patentarea numărul2 (prima fiind la Ø 2,5 mm) are valori cuprinse între punctajele 6 și 8, 9);

— grăuntele austenitic ereditar care s-a determinat pe aceleași probe variază între punctajele 3 și 6;

—dimensiunile medii ale grăunților de perlită sorbitică variază de la 5 la 25 μm.

Conform celor trei ecuații de regresie se constată creșterea diametrului grăuntelui austenitic real, în funcție de cel al grăuntelui ereditar și al grăuntelui de perlită sorbitică, pe măsura creșterii grăuntelui real austenitic.

De asemenea, rezistența la rupere scade dacă crește dimensiunea cristalelor de perlită sorbitică.

Deci, dacă se patentează sîrmă cu grăunte austenitic ereditar, avînd punctajele 3, 4, 5, conform relației (1), se vor obține valorile următoare de grăunte austenitic real:

$$y_0 = 0{,}0074 + 0{,}274 \times 1 \qquad (1)$$

$$y_1 = 0{,}0074 + 0{,}274 \cdot 0{,}111 = 0{,}0378 \text{ mm}$$

$$y_2 = 0{,}0074 + 0{,}274 \cdot 0{,}0788 = 0{,}02899 \text{ mm}$$

$$y_3 = 0{,}0074 + 0{,}274 \cdot 0{,}0553 = 0{,}0225 \text{ mm}$$

Deci, din grăuntele austentic ereditar de punctaj 3, se va obține un grăunte austenitic real cu diametrul mediu = 0,0378 mm, care este ca valoare cuprins între punctajele 6 și 6;7.

Grăuntele de punctaj 5 ereditar favorizează obținerea unui grăunte austenitic real cu diametrul mediu = 0,0225 mm, care este cuprins între punctajele 7;8 și 8.

Grăuntele austenitic real își manifestă la rîndul lui influența asupra granulației sorbitice. Deoarece pe fluxul de fabricație nu se poate determina direct valoarea lui, se poate totuși aprecia din calcul utilizînd ecuația (2). Astfel, dacă structurile de patentate prezintă granulația perlită sorbitică de dimensiunile: 0,0075, 0,0125, 0,0175 și 0,0225 mm, atunci se vor obține următoarele valori ale grăuntelui real:

$$Y_1 = 0{,}012 + 0{,}79 \cdot 0{,}0075 = 0{,}0179 \text{ mm}$$

$$Y_2 = 0{,}012 + 0{,}79 \cdot 0{,}0125 = 0{,}022 \text{ mm}$$

$$Y_3 = 0{,}012 + 0{,}79 \cdot 0{,}0175 = 0{,}0258 \text{ mm} \quad (2)$$

$$Y_4 = 0{,}012 + 0{,}79 \cdot 0{,}0225 = 0{,}0298 \text{ mm}$$

Conform calculelor, o granulație foarte fină (0,0075 mm) se obține în structura sîrmei patentate atunci cînd grăuntele austenitic are dimensiunea de 0,0179 mm respectiv la punctajele austenitice 8 și 8;9.

Dacă perlita sorbitică are dimensiunea cuprinsă între 0,01 și 0,015 mm, atunci ea a provenit dintr-un grăunte austenitic de diametru mediu = 0,022 mm, punctaj 7 și 7;8.

Cînd grăunții de perlită sorbitică prezintă valori cuprinse între 15 și 20 μm, grăunții de austenită au diametrul mediu egal cu 0,0258 și se încadrează între punctajele 7 și 7;8.

Granulația sorbitică cuprinsă între valorile 20 și 25 μm se obține dacă grăuntele real a atins valoarea de 0,0298 mm (punctajele 7 și 7;6). Deci, o dată cu scăderea dimensiunii grăuntelui austenitic real de la punctajul 6 pînă la punctajul 8;9 are loc și finisarea granulației de perlită sorbitică de la 25 la 7,5 μm.

Se utilizează ecuația de regresie (3) pentru a se preciza valorile rezistenței la rupere obținute în funcție de dimensiunile granulației de perlită sorbitică menționate mai sus:

$$Y_1 = 131{,}2 - 1495 \cdot 0{,}0075 = 119{,}98 \text{ daN/mm}^2$$

$$Y_2 = 131 - 1495 \cdot 0{,}0125 = 112{,}5 \text{ daN/mm}^2$$

$$Y_3 = 131 - 1495 \cdot 0{,}0175 = 105{,}032 \text{ daN/mm}^2$$

$$Y_4 = 131 - 1495 \cdot 0{,}0225 = 97{,}56 \text{ daN/mm}^2 \quad (3)$$

Rezistența la rupere atinge valori apropiate de cele maxime (20 daN/mm²) atunci cînd prezintă în structură o granulație de dimensiuni mici (5—10 μm).

Paralel cu creșterea grăuntelui de perlită sorbitică se produce și scăderea rezistenței la rupere și, astfel, la grăuntele de 20—25 μm valoarea caracteristicii mecanice scade foarte mult sub limita admisă.

Deoarece sîrmele trebuie să atingă valoarea de 120 daN/mm², prezintă interes numai structurile cu granulație mai mică de 15μm.

Avînd în vedere ecuațiile de regresie (1)—(3) se poate specifica modul în care dimensiunea grăuntelui austenitic real și dimensiunea grăuntelui de perlită sorbitică determină obținerea unor rezistențe la rupere peste 120 daN/mm². Se poate aprecia (apelînd la tranzitivitate) că variația dintre grăuntele austenitic real și rezistența la rupere este liniară. Cu cît valoarea grăuntelui austenitic a scăzut la punctajul 8;9, cu atît s-a finisat și granulația sorbitică la 7,5 μm și a crescut rezistența la rupere la 120 daN/mm².

Cunoscînd acestea se poate interveni asupra tratamentului termic, în vederea obținerii grăuntelui austenitic real și rezistenței la rupere urmărite.

Întrucît determinarea eredității se efectuează la recepția materiei prime, se poate ști din acest stadiu ce rezultate se vor obține în urma patentării, dacă nu se modifică parametrii de austenitizare folosiți în lucrare.

Dacă se iau în vedere cele trei ecuații de regresie se pot alcătui tabelul 2 și figura 1 cu caracteristicile care se obțin după patentarea a doua la temperatura de austenitizare 920°C.

Tabelul 2

Caracteristicile obținute după a doua patentare

Grăuntele austenitic ereditar	Grăuntele austenitic real	Grăuntele de perlită sorbitică, μm	R, daN/mm²
punctajul	punctajul		
4	7	17,5	105
5	7; 8	12,5	113
6	8	7,5	120

Rezultă că tratamentul termic de patentare trebuie astfel condus încît să se obțină o granulație austenitică reală de punctaj 8, acesta fiind indicat pentru obținerea unor rezistențe la rupere ridicate. De asemenea, datorită influenței exercitate la încălzire de către grăuntele austenitic ereditar, în aceleași condiții de tratament

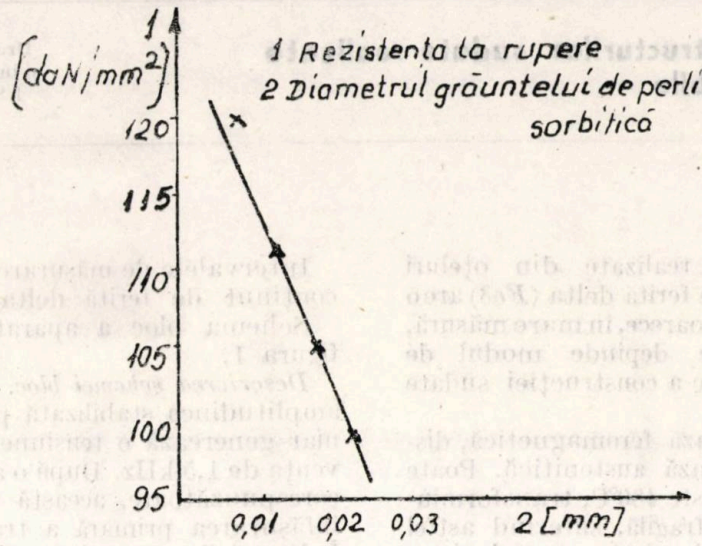


Fig. 1. Variația rezistenței la rupere în funcție de granulația sorbitică

termic, se pot obține rezultate diferite după patentare, dacă materialul prezintă variații ale eredității. În lucrare s-a amintit influența mărimii cristalelor sorbitice asupra rezistenței la rupere. S-a constatat că acest lucru are implicații asupra comportării la trefilare pe mașinile cu trageri multiple. Din observațiile făcute pe fluxul de fabricație reiese că o bună trefilabilitate se obține cu o structură formată din sorbită perlitică cu dimensiunile de aproximativ 5—15 μm.

Referitor la creșterea mărimii cristalelor peste 15 μm a rezultat că pe măsura creșterilor scade trefilabilitatea sîrmelor, prezentînd ruperi și micșorări de diametru.

În concluzie, pentru a se obține o rezistență mare a sîrmelor și, în același timp, o trefilabilitate bună fără ruperi pe fluxul de fabricație, este necesar ca patentarea să se facă pe șarje cu același grăunte austenitic ereditar și cu parametri de austenitizare adecvați fiecărei mărimi de grăunte austenitic ereditar pentru a obține un grăunte austenitic real de punctaj 8.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mantea, Șt., Dulămiță, T. *Teoria și practica tratamentelor termice.* București, Ed. Tehnică, 1966.

[2] Plesia, I. *Contribuții la îmbunătățirea sîrmelor din oțel dur.* În: Metalurgia, 37, nr. 12, 1985.

Controlul calității structurilor sudate realizate din oțeluri inoxidabile

Dr. ing. D. R.s Pascu
și ing. Liliana Vinătoriu
I.S.I.M. Timișoara

CZ : 669.14.018.8

În îmbinările sudate realizate din oțeluri inoxidabile, cantitatea de ferită delta (*Feδ*) are o importanță deosebită deoarece, în mare măsură, de această cantitate depinde modul de comportare în exploatare a construcției sudate [1].

Ferita delta este o fază feromagnetică, dispersată în masa de bază austenitică. Poate avea forme diferite, peste 480°C, transformîndu-se în faza sigma σ fragilă, suferind astfel modificări compoziționale și de morfologie a formei.

Pe plan mondial, se utilizează o serie de metode de măsurare a conținutului de ferită delta, folosind probe realizate prin diferite procedee (tab. 1) [2].

În România, un aparat de măsurare a conținutului de ferită delta, atestat metrologic, este feritscopul FER—2, fabricat de I.S.I.M. Timișoara [3].

Etaloanele primare ale aparatului ferit scop FER — 2 sînt etaloane naturale confecționate conform metodologiei din tabelul 1.

Principiul de funcționare și descrierea aparatului feritscop FER—2. Conform normei tehnice de ramură, acest aparat poate să funcționeze în următoarele condiții de mediu :

— temperatura mediului ambiant : 5—40°C ;

— umiditatea relativă maximă a mediului ambiant : 80% la + 20°C ;

— spații lipsite de agenți corosivi, praf, mucegai, pericol de incendiu sau explozie.

Aparatul folosește la măsurarea conținutului de ferită în lingouri, laminate, suduri, placări etc. de oțel inoxidabil austenitic, pentru construcțiile sudate destinate să lucreze în medii corosive.

Intervalele de măsurare sînt : 5, 10, 20, 40% conținut de ferită delta.

Schema bloc a aparatului este redată în figura 1.

Descrierea schemei bloc. Un oscilator RC cu amplitudinea stabilizată printr-un element neliniar generează o tensiune sinusoidală cu frecvența de 1,5 kHz. După o amplificare de putere corespunzătoare, această tensiune alimentează înfășurarea primară a traductorului inductiv. Înfășurările secundare ale traductorului sînt conectate în serie în opoziție, astel încît tensiunea de ieșire a traductorului este nulă. Pentru compensarea micilor dezechilibrări constructive sau care rezultă în urma uzării palpatorului, este prevăzut un reglaj de nul. La aplicarea miezului magnetic al traductorului pe o piesă cu un conținut de material feromagnetic circuitul magnetic se dezechilibrează, distribuția fluxului magnetic devenind asimetrică astfel încît la ieșirea traductorului apare o tensiune. Această tensiunea amplificată în amplificatorul [2] se aplică demodulatorului în inel [3], la care este conectat instrumentul indicator [4], pe care se citește conținutul de ferită al piesei cercetate. Comutarea intervalelor de măsurare se realizează prin schimbarea rezistențelor calibrate dini bucla de reacție negativă a amplificatorului de măsură [2]. Pentru asigurarea preciziei necesare, se iau măsuri la conceperea schemei electrice : alimentarea cu tensiuni stabilizate, stabilizarea amplificării prin reacție negativă.

Constructiv, feritscopul se compune din aparatul propriu-zis și un palpator conectat la aparat printr-un cablu ecranat cu patru fire (fig. 2).

Feritscopul se compune dintr-un traductor inductiv (palpator), cu care se palpează piesa

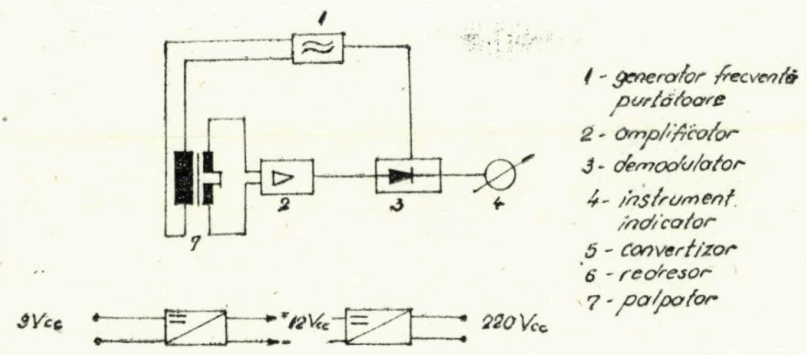


Fig. 1. Schema bloc a aparatului FER-2

Tabelu 1

Principalele tipuri de aparate folosite la determinarea conținutului de ferită delta

Aparatul	Metoda de măsurare	Principiul de funcționare	Unitatea de măsură, %	Etaloane. Modul de realizare
FER-1 și FER-2 (I.S.I.M. Timișoara, România)	permeabilitatea magnetică	Traductorul este un transformator diferențial care se dezechilibrează la aplicarea pe piesa de controlat (aparat industrial).	FER	Etaloane naturale; plăcuțe din oțel inoxidabil austenitic, selectate (omogenizate, izotropie); procentul FER se atribuie prin metalografie cantitativă și se corectează prin metoda etalonului de grup; se utilizează exclusiv pentru etalonarea etaloanelor artificiale. Pastile din pulbere de Fe și Cu presate; % FER se atribue prin comparare cu etaloanele naturale.
Magna-Gage (American Instrument CO—S.U.A.)	forța de desprindere a unui magnet	Traductorul este un magnet permanent. Prin tensionarea unui resort se aplică forța de desprindere (aparat de laborator).	indice de ferită	Etaloane primare; plăcuțe din oțel pe care un se depune strat de cupru. Indicele de ferită se atribuie în funcție de grosimea stratului de cupru; ISO recomandă utilizarea etaloanelor NBS. Etaloanele secundare se realizează din metal depus prin sudare. FN se atribuie prin comparare cu etaloanele primare și se pot utiliza pentru calibrarea oricărui feritmetru de contact.
Feritscop (Fischer-R.F.G.)	permeabilitatea magnetică	Traductorul are doi poli care se aplică pe piesa controlată. Evidențiază variația reductanței circuitului magnetic (aparat industrial).	Fischer	Folii din material plastic care se așază pe o plăcuță din oțel. % Fischer se atribuie în funcție de grosimea foliei.

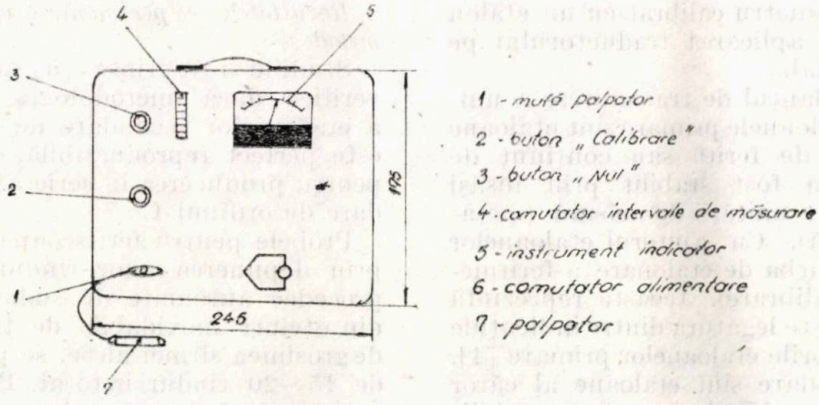


Fig. 2. Componența aparatului FER-2

controlată, și din aparatul propriu-zis, pe al cărui panou se află mufa pentru conectarea palpatorului, comutatorul alimentării, potențiometrul pentru aducerea la zero și altul pentru reglarea amplificării (calibrare), comutatorul domeniilor de măsură și instrumentul indicator.

Pentru executarea măsurătorilor se procedează astfel:

— cu palpatorul în aer se reglează nulul aparatului;

— aplicînd palpatorul pe etalonul de lucru al aparatului (etalonul corespunzător domeniului de măsurare ales) se reglează amplificarea pînă atunci cînd instrumentul indică valoarea înscrisă pe etalon;

— ridicînd palpatorul de pe etalon, se verifică nulul feritmetrului; la nevoie, se refac reglajul de nul și calibrarea;

— aplicînd palpatorul pe piesa de controlat, se citește conținutul de ferită pe cadranul instrumentului indicator.

Feritmetrul FER—2 este gradat în procente de ferită.

Transmiterea unității de măsură. Schema de transmitere a unității de măsură este prezentată în figura 3.

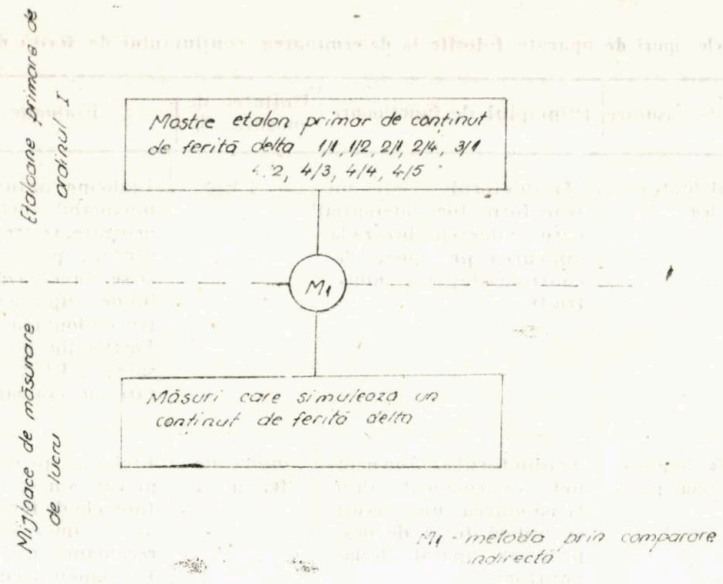


Fig. 3. Schema de transmitere a unității de măsură

Etalonul de conținut de ferită este o piesă (în general, pastilă sau plăcuță) avînd un conținut sau conținut echivalent de ferită cunoscut și exprimat într-o anumită unitate de măsură.

Conținutul de ferită reprezintă cantitatea de ferită delta dintr-un material (oțel inoxidabil austenitic, metal depus, îmbinare sudată). Conținutul de ferită echivalent reprezintă valoarea indicată de un feritmetru calibrat cu un etalon primar natural, la aplicarea traductorului pe un etalon artificial.

După poziția în lanțul de transmitere a unității de măsură, etaloanele primare sînt etaloane al căror conținut de ferită sau conținut de ferită echivalent a fost stabilit prin însăși metoda de definire a unității de măsură (metalografie cantitativă). Cu ajutorul etaloanelor primare se ridică curba de etalonare a feritmetrului (curba de calibrare). Aceasta reprezintă o curbă care stabilește legătura dintre indicațiile feritmetrului și valorile etaloanelor primare [4].

Etaloanele secundare sînt etaloane al căror conținut de ferită echivalent a fost stabilit prin comparare cu un etalon primar, folosind o anumită metodă de măsurare și un feritmetru de un anumit tip. În funcție de convenția adoptată pentru definirea unității de măsură, se utilizează ca etaloane de lucru sau ca a doua verigă în lanțul de transmitere a unității de măsură.

În cadrul lanțului de transmitere a unității de măsură, la un capăt se află etaloanele primare iar la celălalt etaloanele de lucru.

Etaloanele de lucru sînt destinate calibrării feritmetrului pe parcursul utilizării acestuia. În general, etaloanele se constituie în seturi. Un set reprezintă un anumit număr de etaloane avînd diferite conținuturi de ferită, care acoperă integral domeniul de măsură al feritmetrului.

Mostrele etalon primare de conținut de ferită delta sînt unități convenționale, definite prin corelația stabilită experimental între permeabilitatea magnetică relativă și conținutul de ferită determinat prin metalografie cantitativă pe probele de oțel austenitic sau de metal depus prin sudare.

Rezultatele experimentale comparativ cu alte metode.

Studiile întreprinse [5] au avut ca scop să verifice dacă metodologia de confecționare a etaloanelor secundare de ordinul I (tab. 1) este perfect reproductibilă, putînd fi utilizată pentru producerea în serie a etaloanelor secundare de ordinul I.

Probele pentru feritscoapele FER—2 se obțin prin depunerea unor rînduri de sudură prin procedee automate de sudare, folosind sîrmă din oțeluri inoxidabile de tip 18/8. În funcție de grosimea sîrmei alese, se pot obține depuneri de 15—20 rînduri în total. Rîndurile se depun astfel încît să se formeze între 7 și 10 straturi de sudură, alcătuind o depunere de minimum 13 mm.

S-au elaborat următoarele grupe de probe:
— probele 2 și 4 între 2 și 4% FER;
— proba 3 între 0 și 2% FER;
— proba 5 între 4 și 6% FER;
— proba 6 între 6 și 9,2% FER;
— probele 1,7, 44 peste 13,8% FER.

Probele astfel fabricate se supun prelucrărilor mecanice, pregătirii metalografice cu pastă de diamant și măsurătorilor atît prin analiză metalografică cantitativă, cît și pe cale magnetică [6].

Analizele metalografice efectuate pe probe conform STAS 10952/1-77 au pus în evidență structuri austenitice cu carburi fine și porțiuni heterofazice de ferită delta în procente dife-

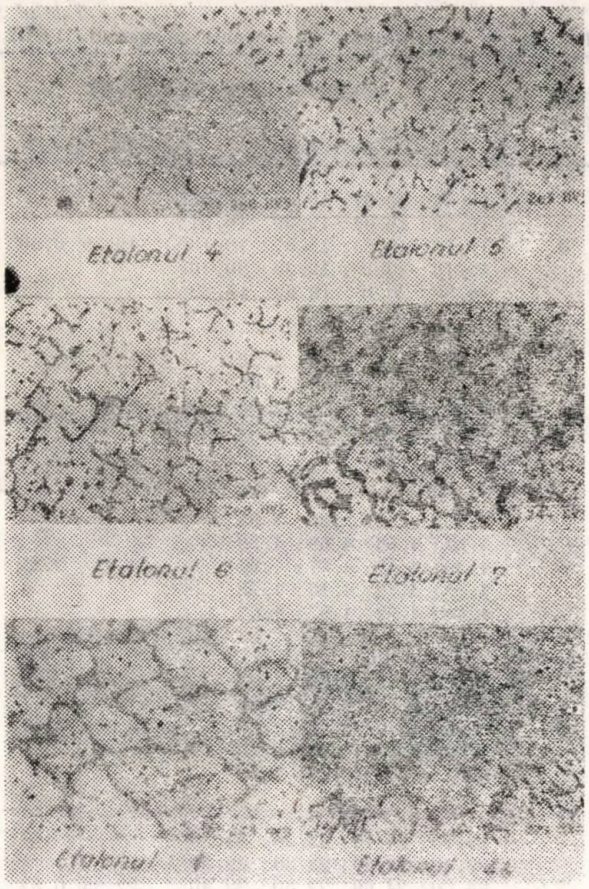


Fig. 4. Structurile caracteristice etaloanelor analizate

rite (fig. 4) Durităţile $HV5$ ale acestor structuri sînt înscrise pe microfotografii.

Din figura 4 se observă că procentul de ferită delta variază în limite foarte largi. Prin comparare cu etaloanele fotografice din STAS 10552-76, ele se încadrează astfel: proba 4 sub 6%; proba 6 între 7 şi 8%; proba 5 sub 6%; proba 44 peste 22%; proba 1 între 17 şi 19%; proba 7 între 19 şi 22%.

Analiza metalografică cantitativă (stereometrică) s-a efectuat într-o zonă centrală de 15×15 mm^2 cu analizorul automat de faze Epiquant pentru determinarea conţinutului procentual de ferită delta [6].

La baza acestui aparat stă analiza liniară prin baleierea mecanică a suprafeţei probei. Baleierea probei se asigură prin deplasarea automată a măsuţei microscopului în două coordonate astfel încît se descrie pe probă o linie frîntă (fig. 5), alcătuită din 25 de segmente de explorare, paralele. Baleierea se poate executa după două direcţii perpendiculare (X—X respectiv Y—Y). Radiaţia luminoasă este transformată într-un semnal electric cu ajutorul unui fotoamplificator. Semnalul analogic este digitalizat şi prelucrat în cadrul componentei electronice a aparatului. Lumina provenită de la diverşi constituenţi structurali va da semnale analogice de amplitudine diferită, obţinîndu-se astfel o succesiune caracteristică de impulsuri.

În figura 6 se observă că mărimea semnalului indică natura fazei interceptate, iar durata semnalului indică lungimea fazei. Bazat pe acest fapt, aparatul deosebeşte trei faze (A, B, C) pe care le analizează separat într-o singură explorare, determinînd numărul particulelor,

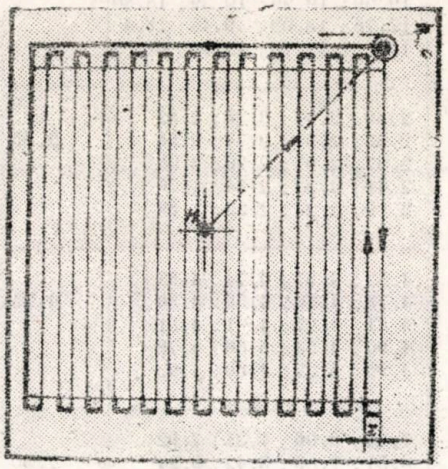


Fig. 5. Schema de baleiere mecanică a suprafeţei probei

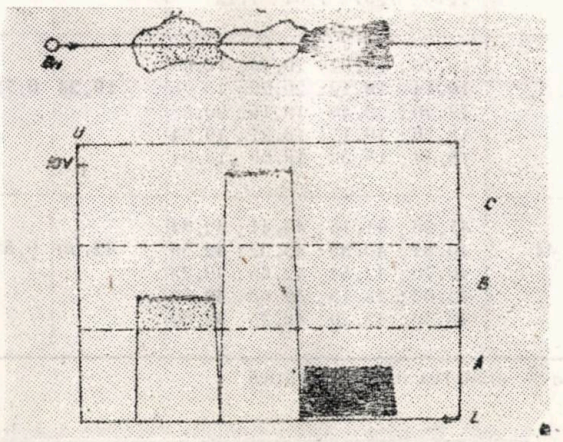


Fig. 6. Principalele faze interceptate prin analiza liniară

lungimea totală a cordoanelor intersectate, executînd clasarea în 13 clase de mărimi liniare.

În tabelul 2 s-au inserat rezultatele experimentale individuale, obţinute pe probele analizate în % EPI.

Măsurătorile magnetice pentru determinarea conţinutului de ferită delta s-au efectuat cu aparatul FER—2A (%FER) etalonat cu ajutorul etaloanelor secundare de ordinul I, pe aceleaşi zone pe care s-au efectuat analizele metalografice cantitative. Rezultatele experimentale obţinute sînt redate în tabelul 3.

Analiza rezultatelor demonstrează următoarele: structurile probelor analizate sînt asemănătoare, omogenitatea distribuţiei feritei este normală, neexistînd zone cu aglomerări feritice; interrelaţia stabilită pentru

Tabelul 2

Rezultatele experimentale determinate cu aparatul Epiquant

Numărul probei	Conţinutul de Feδ, % EPI		
	valori ndividuale	media	σ*
1	18,51; 19,44; 18,28; 19,79 19,83; 17,52; 19,08; 18,59 19,59; 19,29; 19,39; 18,80 17,76; 18,02; 19,45; 18,4 17,75; 17,76; 17,96; 18,15	18,62	0,71
4	2,59; 2,77; 3,26; 2,82 2,63; 2,51; 2,74; 2,58 2,87; 2,97; 2,90; 3,08 2,41; 2,23; 2,34; 1,79 2,19; 2,21; 2,39; 1,89	2,55	0,38
5	4,52; 4,57; 4,74; 4,93 4,78; 4,70; 4,52; 4,86 4,41; 4,27; 4,91; 4,81 4,90; 4,54; 5,06; 4,78 4,95; 5,27; 4,60; 4,93	4,75	0,23
6	7,54; 8,06; 7,37; 7,92 6,51; 7,05; 8,42; 9,24 6,78; 6,73; 7,97; 8,26 7,39; 7,05; 6,96; 7,06 7,70; 7,97; 7,01; 7,12	7,50	0,68
7	19,70; 18,62; 20,10; 18,60 19,14; 19,12; 20,29; 18,78 19,20; 20,40; 19,16; 20,58 18,76; 19,17; 18,27; 19,34 19,44; 18,53; 19,69; 18,04	19,24	0,71
44	41,26; 41,16; 43,41; 42,84 40,84; 40,89; 43,32; 42,59 40,70; 42,54; 42,65; 40,23 42,63; 43,15; 42,63; 42,54 43,49; 42,20; 42,25; 42,80	42,20	0,51

σ — abaterea medie pătratică

Tabelul 3

Rezultatele experimentale determinate cu aparatul FER2

Numărul probei	Conţinutul de Fe δ, % FER2		
	valori individuale	media	σ*
1	18,68; 18,57; 19,04; 19,63 19,28; 19,04; 19,39; 19,51 19,75; 19,63; 19,87; 19,16 19,16; 20,10; 19,28; 20,46 19,39; 20,10; 18,92; 18,80	19,39	0,50
4	2,61; 2,54; 2,46; 2,36 2,41; 2,41; 2,59; 2,65 2,54; 2,48; 3,05; 2,96 2,85; 2,99; 2,61; 2,41 2,61; 2,48; 2,57; 2,56	2,60	0,20
5	4,45; 3,48; 3,86; 4,83 4,68; 4,63; 4,69; 4,73 4,30; 4,42; 4,87; 4,97 4,55; 4,72; 4,46; 4,73 4,48; 4,92; 4,57; 4,68	4,55	0,35
6	6,62; 7,58; 7,99; 7,93 8,50; 8,51; 8,60; 8,30 8,05; 7,72; 8,49; 8,30 8,04; 8,37; 8,16; 8,23 8,61; 7,09; 8,26; 8,39	8,08	0,51
7	23,70; 24,10; 23,50; 22,30 23,40; 23,40; 22,30; 22,30 24,30; 24,60; 22,80; 22,40 21,70; 22,0; 22,80; 23,0 21,70; 22,70; 23,0; 22,70	22,93	0,82
44	37,60; 38,50; 38,50; 39,10 39,70; 42,0; 41,70; 41,30 41,0; 41,10; 40,40; 38,60 37,90; 38,80; 38,90; 39,50 39,60; 39,60; 39,40; 38,60	39,61	1,25

σ* — abaterea medie pătratică

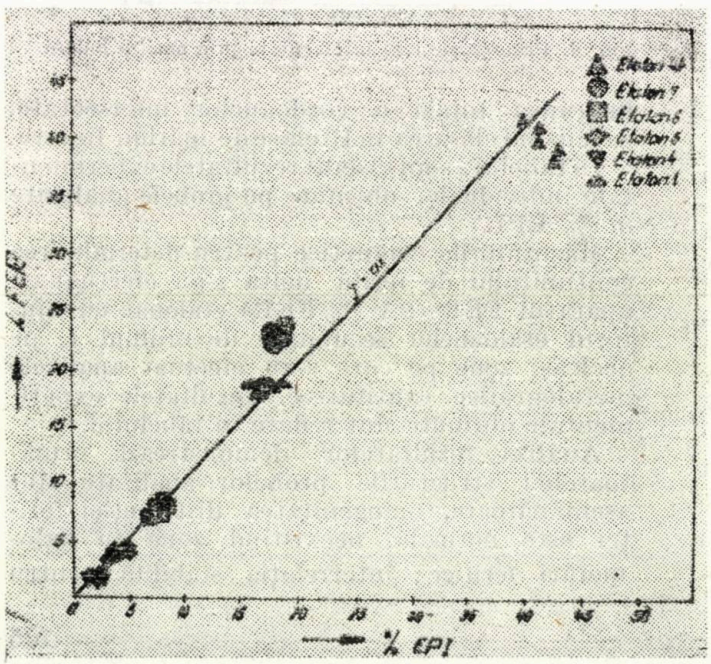


Fig. 7. Interrelaţia stabilită pentru %FFR = f(%EPI)

% FER = f(%EPI) poate fi reprezentată printr-o regresie liniară avînd ecuaţia y = ax cu parametrul a = 1,021 (fig. 7); probele 7 şi 44 reprezintă diferenţe semnificative între conţinutul de ferită delta măsurat prin cele două metode, diferenţa la media aritmetică fiind de 2,69%, respectiv de 3,41%.

Concluzii

Ca urmare a analizei rezultatelor încercărilor şi verificărilor consemnate în buletinele de încercări, s-a constatat că aparatul feritscop FER—2 corespunde scopului propus (de determinare a conţinutului de ferită delta în oţeluri inoxidabile).

Conţinutul de ferită delta determinat pe probe atît prin metoda metalografică, cît şi prin cea magnetică este asemănător, prezentînd totuşi o diferenţă de cca 5%.

Rezultă că metalografia cantitativă nu poate asigura cu suficientă precizie refacerea unui set de etaloane secundare de ordinul I. Deşi foarte apropiat de procentul metalografic, procentul FER este totuşi o unitate convenţională, materializată în setul de etaloane naturale realizat iniţial şi conservat la producători (etaloanele secundare de ordinul I).

Transmiterea unităţii de măsură între etaloanele de ordin inferior trebuie deci realizate prin comparare (prin metoda magnetică) cu acest set de etaloane de ordinul I.

BIBLIOGRAFIE

[1] Truşculescu, M., Ieremia, A. *Oţeluri inoxidabile şi refractare.* Ed. Facla, Timişoara, 1983.

[2] Arghiriade, I. *Asupra corelării conţintului de ferită măsurat prin diferite metode magnetice pe metalul depus sau pe îmbinările sudate.* În: Sudură şi încercări de materiale, R.S.R., nr. 5, 1984.

[3] Arghiriade, I., Soflete, L. *Aparat pentru determinarea conţinutului de ferită din oţelurile austenitice.* În: Construcţii de maşini, R.S.R., nr. 7—8, 1980.

[4] Arghiriade, I., Morariu, Şt. *Ferita delta în îmbinările sudate.* Bucureşti, O.I.D., 1985.

[5] Pascu, D. R. *Researches on the stereometric analysis of structural constituents and phases in the HAZ of weldable hard aloyed Cr—Mo—T sheets, 6* — Asembla General del CENIM, Madrid, 1985.

[6] Saltykov, S. A. *Stereometrische Metallographie Deutscher Verlog für Grundstoffinindustrie.* Leipzig, 1974.

Sisteme de răcire și de ungere tehnologică cu emulsii nestabile în laminarea la rece a benzilor din oțel

Dr. ing. B.Pițigoi
IPROLAM

CZ : 669.41 : 621. 892

Dezvoltarea laminării la rece a benzilor din oțel a determinat extinderea folosirii cajelor reversibile și a instalațiilor de laminare în tandem ; acestea au devenit din ce în ce mai mari datorită creșterii lățimii benzii laminate, iar viteza de laminare a crescut în scopul obținerii unei productivități ridicate. La laminare se utilizează emulsii care au rolul de a reduce pierderea de putere, datorită frecărilor, și de a realiza o evacuare rapidă a căldurii rezultate din transformarea unei părți din energia de deformare și tracțiune.

La prepararea emulsiilor utilizate la laminarea la rece a benzilor, se folosesc mari cantități de ulei (circa 6—800 t/an) la un laminor tandem, cu cinci caje și lățime de 1400 mm care laminează cca 430 000 t/an [1] ; o bună întreținere a emulsiei duce la un timp de utilizare îndelungat și, deci, pe această cale, la o economie de lubrifiant. Principalele cerințe de calitate ale uleiurilor sînt următoarele :

— să formeze emulsii ușor epurabile, din care impuritățile să fie ușor îndepărtate prin centrifugare, fără separarea fazelor componente ; această caracteristică prelungește durata de exploatare a emulsiilor ;

— tratarea emulsiilor care urmează să fie schimbate, din motive de uzură în exploatare, trebuie să poată fi efectuată cu o cheltuială convenabilă din punct de vedere economic, cu respectarea prevederilor impuse de necesitatea purificării apelor [2], [3].

Mărirea duratei de utilizare a emulsiilor este prelungită și condiționată de compoziția apei folosite la prepararea ei. O emulsie de apă cu un conținut de 3—5% ulei mineral începe să devină instabilă la o concentrație a sărurilor mai mare de 1250 mg/l, în cazul în care se folosește apă cu un reziduu de evaporare de 500 sau 600 mg/l [1]. Se impune, deci, ca apa folosită la prepararea emulsiilor să fie parțial demineralizată.

Durata de folosire a emulsiilor poate fi prelungită printr-o exploatare judicioasă și o întreținere în exploatare corespunzătoare. Întreținerea uzinală presupune, în principal, o epurare constantă și continuă a emulsiei, în cîmp gravitațional (prin folosirea unor rezervoare mari, — de decantare și flotare), în cîmp centrifugal, prin folosirea centrifugelor separatoare, prin procedee de filtrare, inclusiv filtre magnetice, cu ajutorul cărora să se elimine particulele de ulei sau materiale abrazive, provenite din procesul de laminare. Modificările emulsiei se urmăresc prin analize de laborator prin care se verifică menținerea unei concentrații uniforme a uleiului. Cînd se constată atingerea unor valori limită admise pentru nivelul de degradare, emulsiile uzate se înlocuiesc. Înaintea evacuării emulsiilor uzate, acestea trebuie separate în faze componente. Uleiul trebuie separat din emulsie.

Indiferent de grosimea benzii laminate la rece, laminorul este dotat cu o instalație de răcire și ungere tehnologică, alcătuită din rezervoare de emulsie, pompe pentru refularea emulsiei în instalația de distribuție a acesteia pe cajă, precum și cu sisteme de regenerare a emulsiilor folosite (fig. 1).

Laminarea benzilor de caroserie cu grosimi mai mari de 0,55 mm folosește, de regulă, în instalațiile de răcire și ungere tehnologică, emulsii stabile, formate din apă și ulei emulsionabil. După uzarea emulsiei, constatată prin analize, aceasta se înlocuiește : emulsia uzată se tratează în scopul de a separa uleiurile. Tratamentul utilizat frecvent constă din demineralizarea emulsiei. În acest scop, emulsiei uzate i se adaugă electrolit puternic în cantități suficiente, care se determină prin încercări. Prin procese de schimburi de sarcină, la fazele limită ale picăturilor de ulei, dispersate, peliculele de solvent formate de emulgatori sînt avariate ; are loc o coalescență a picăturilor de ulei, care devin atît de mari încît densitatea lor exercită o influență mare asupra procesului de separare a uleiului.

După descompunerea emulsiei uzate, componentul de ulei mineral, care a preluat și o mare parte a emulgatorilor distruși sau demineralizați, poate fi separat de apă în rezervoare de decantare sau în alte separatoare de ulei.

Acest procedeu poate fi accelerat prin folosirea de separatoare centrifugale și îmbunătățit, din punct de vedere al efectului de separare, într-o instalație de separare cu centrifuge, unde emulsia este transportată în șarje din rezervorul de amestec. Se încălzește împreună cu agentul de descompunere la temperatura de 80—90°C și se amestecă cu un agitator. După un scurt timp de reacție începe separarea. Emulsia tratată este introdusă în centrifugă unde este descompusă (separată) în apă și în

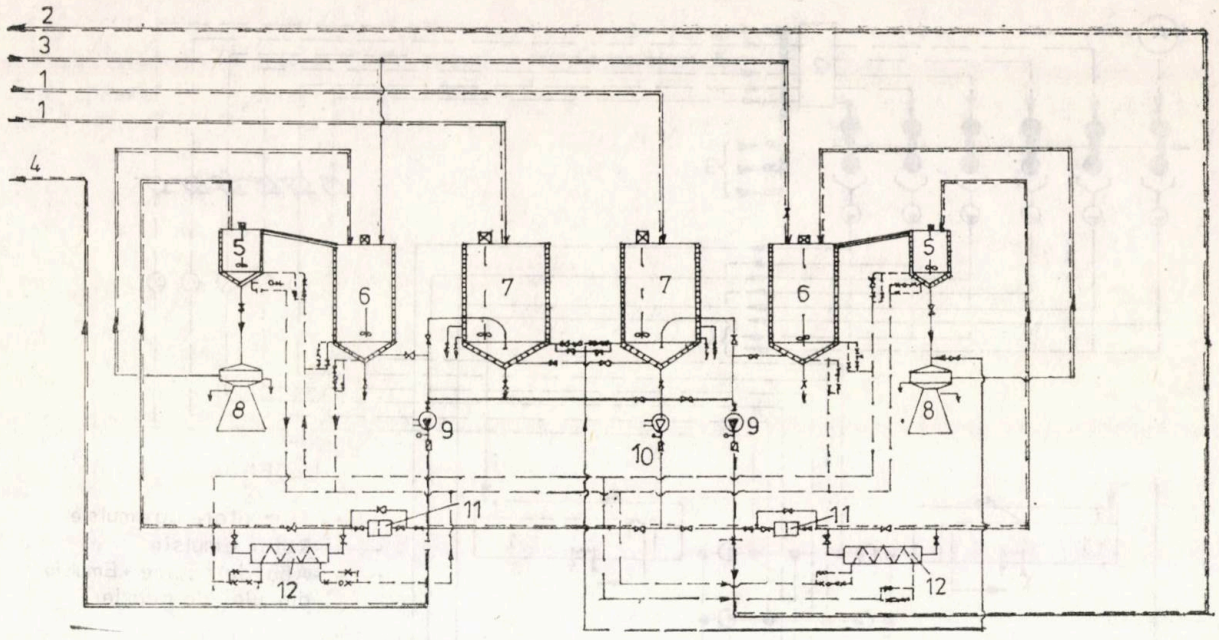


Fig. 1. Instalaţia de răcire cu emulsie: *1* — rezervorul de emulsie; *2* — distribuţia şi reglajul; *3* — racordul la circuitul pentru apa de răcire; *4* — returul de la circuitul de apă de răcire

ulei. Dacă emulsia este puternic impurificată, este indicat, în anumite condiţii, să se monteze în prealabil un decantor.

La instalaţiile de tratare continuă, agentul de descompunere se adaugă, în emulsie, cu ajutorul unei pompe de dozare, după ieşirea acesteia din rezervorul colector. Apoi, emulsia şi agentul de descompunere se amestecă intensiv într-o pompă centrifugă. Pompa centrifugă transportă emulsia astfel tratată, printr-un schimbător de căldură şi printr-o aerotermă, la rezervorul de reacţie şi încălzire care serveşte ca rezervor tampon. Emulsia separată curge apoi într-un separator centrifugal, după ce a fost încălzită la temperatura de 80—90°C.

Tamburul centrifugii trebuie astfel reglat încît apa care se scurge să prezinte un grad la fel de ridicat de separare a uleiului, deci constant, indiferent de gradul de variaţie în concentrarea emulsiei centrifugate. În schimb, trebuie să se aibă în vedere faptul că uleiul care se scurge, conţine încă aproximativ 10% apă şi că o separaţie completă a apei, din ulei. poate fi realizată, dacă este necesar, cu un mic separator centrifugal (suplimentar) de ulei.

Apa tratată trebuie neutralizată înainte de a fi evacuată la canalizare, uleiul astfel recuperat, ca ulei uzat, putînd fi refolosit.

La laminarea benzilor pentru cositorire, cu grosimi mai mici de 0,35 mm, procesul de răcire şi ungere tehnologică diferă de cel folosit la laminarea benzilor de caroserie, cu grosimi mai mari de 0,35 mm.

Deosebirea constă în separarea procesului de ungere de cel de răcire. Datorită creşterii tot mai mari a vitezelor de laminare, a rezultat o problemă nouă pentru emulsiile folosite, şi anume evacuarea suficient de rapidă a căldurii care rezultă din transformarea unei părţi a energiei de deformare şi de fricţiune. În plus, presiunile specifice care apar în procesul de laminare, între sculă (cilindrul de lucru) şi piesă (tabla laminată), sînt atît de mari încît, spre a evita o frecare uscată, uleiul folosit pentru ungere trebuie să fie de extremă presiune şi foarte aderent la metal, spre a nu fi expulzat din focarul de contact al deformării.

Necesitatea evacuării rapide a căldurii acumulate în cilindri, la laminarea cu viteză ridicată, a dus la creşterea diametrului acestora, ceea ce a permis obţinerea unor suprafeţe mărite de transfer termic către apa de răcire cu care sînt stropiţi cilindrii. Un transfer optim de căldură se obţine prin folosirea apei ca fluid de răcire, cunoscută fiind marea sa capacitate termică (mai mare decît cea a emulsiilor apă-ulei). Înlocuirea emulsiilor cu apă duce la eliminarea efectului de ungere necesar procesului de laminare. Pentru reducerea pierderilor de putere datorate forţelor de frecare care iau naştere de-a lungul arcului de contact dintre bandă şi cilindru, precum şi pentru a împiedica „agăţarea exfolierii benzii" laminate fără ungere, se practică un sistem de ungere prin care uleiul sau o emulsie adecvată se aplică direct pe bandă înaintea intrării acesteia în cilindrii cajei de laminare. Cu alte cuvinte, procesul de răcire realizat prin stropirea cu apă a cilindrilor de lucru se separă de procesul de ungere obţinut prin aplicarea emulsiei sau uleiului direct pe porţiunea de bandă, aflată în procesul

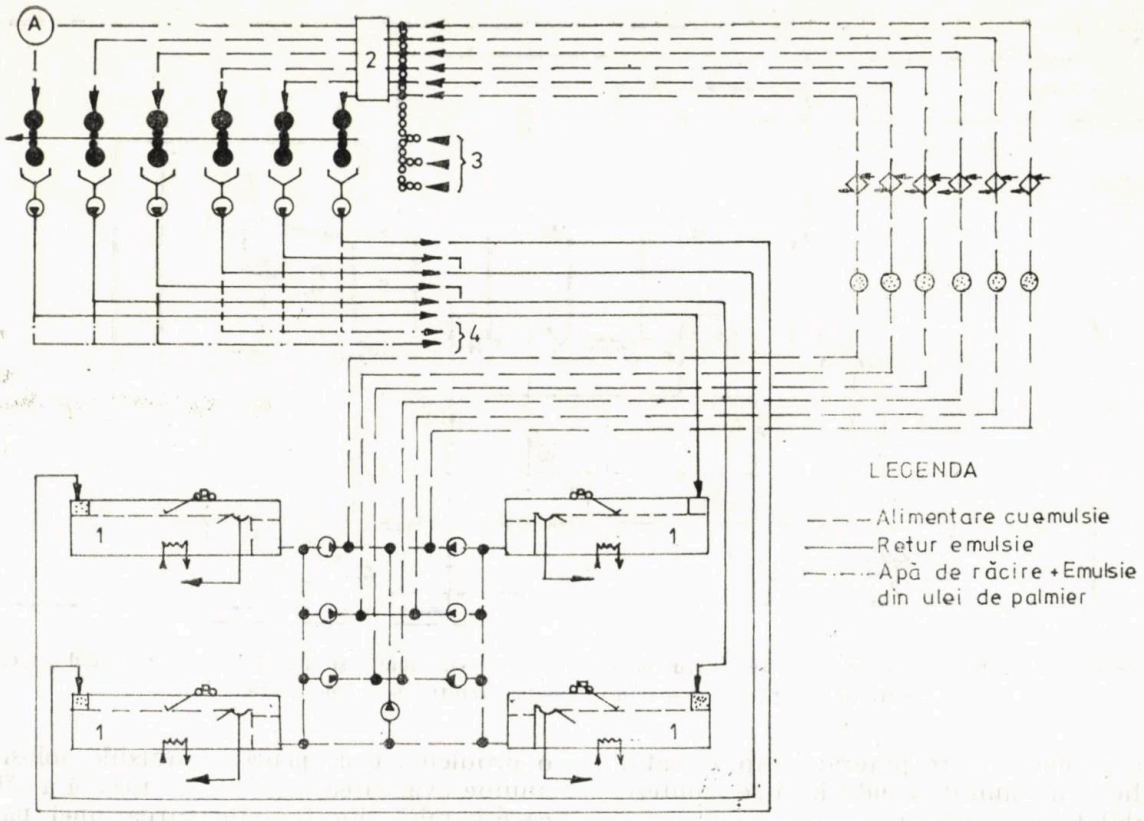


Fig. 2. Schema sistemului de regenerare a uleiului de palmier

de laminare în zona cuprinsă între două caje succesive.

Practica a arătat că la laminarea benzilor subţiri, grăsimile animale şi vegetale sînt superioare uleiurilor minerale, avantajele decurgînd dintr-o reducere substanţială a presiunii de laminare, care variază între 40 şi 180 kgf/cm^2.

Uleiul de palmier pur s-a dovedit a fi un lubrifiant deosebit de bun pentru laminarea benzilor foarte subţiri (0,2 mm) care urmează să fie cositorite. În ultima vreme au apărut şi înlocuitori sintetici ai uleiului de palmier, cu caracteristici şi rezultate de utilizare apropiate.

Uleiul de palmier se aplică în procesul de laminare, direct pe bandă, pe porţiunile aflate între caje, sub forma unei emulsii cu o concentraţie maximă de pînă la 40%, în acelaşi timp cilindrii de lucru şi de sprijin fiind răciţi cu apă tratată (fără ulei). Ambele lichide, apa tratată şi emulsia concentrată de ulei de palmier, cad şi se amestecă în cuva de sub cajă, de unde sînt expediate prin pompare în rezervorul decantor al sistemului de recirculare a lichidului de răcire a laminorului. Uleiul de palmier nu intră în emulsie o dată cu apa, formînd doar un amestec nestabil şi separîndu-se la suprafaţa bazinului decantor, sub formă de spumă de unde este recoltat cu ajutorul unui raclor de suprafaţă, care îl trimite într-o instalaţie de regenerare (fig. 2). Cînd se laminează tabla cu grosime mai mare de 0,35 mm şi deci cînd nu se folosesc emulsii din ulei de palmier, apa tratată pentru răcirea cilindrilor este depozitată în rezervoarele *1*, de unde este preluată şi pompată în sistemul de recirculare *3*, după ce a fost filtrată şi răcită cu ajutorul unor schimbătoare de căldură *2*. După stropirea cilindrilor, apa colectată în cuvele de sub cajă poate fi repompată spre cajele laminorului prin sistemul de recirculare *5* şi *3*, dacă nu conţine ulei de palmier, sau către rezervoarele-decantoare *1*, în caz contrar. Bazinul *1* este astfel construit încît să poată îndeplini funcţiile de decantare şi flotare amintite; uleiul de palmier, separat la suprafaţa bazinului (amestec de aer, apă, ulei şi impurităţi, flotate de bula de ulei) este cules cu ajutorul unui raclor de suprafaţă şi deversat în rezervoarele colectoare cilindrice verticale, cu fund conic şi pereţi dubli, spre a permite încălzirea conţinutului, cu ajutorul aburului (sau apei supraîncălzite). Condiţia de circulaţie a emulsiei din ulei de palmier şi cu atît mai mult a uleiului de parmier pur, din circuitele de pompare a emulsiei pe conductele instalaţiei, este asigurată de buna fluidizare a uleiului (în zona temperaturilor mediului ambiant, uleiul de palmier are tendinţa de solidificare). Din acest motiv, toate conductele prin care circulă uleiul de palmier, precum şi recipienţii în care acesta se depozitează, au pereţi dubli, prin care circulă fluide de încălzire.

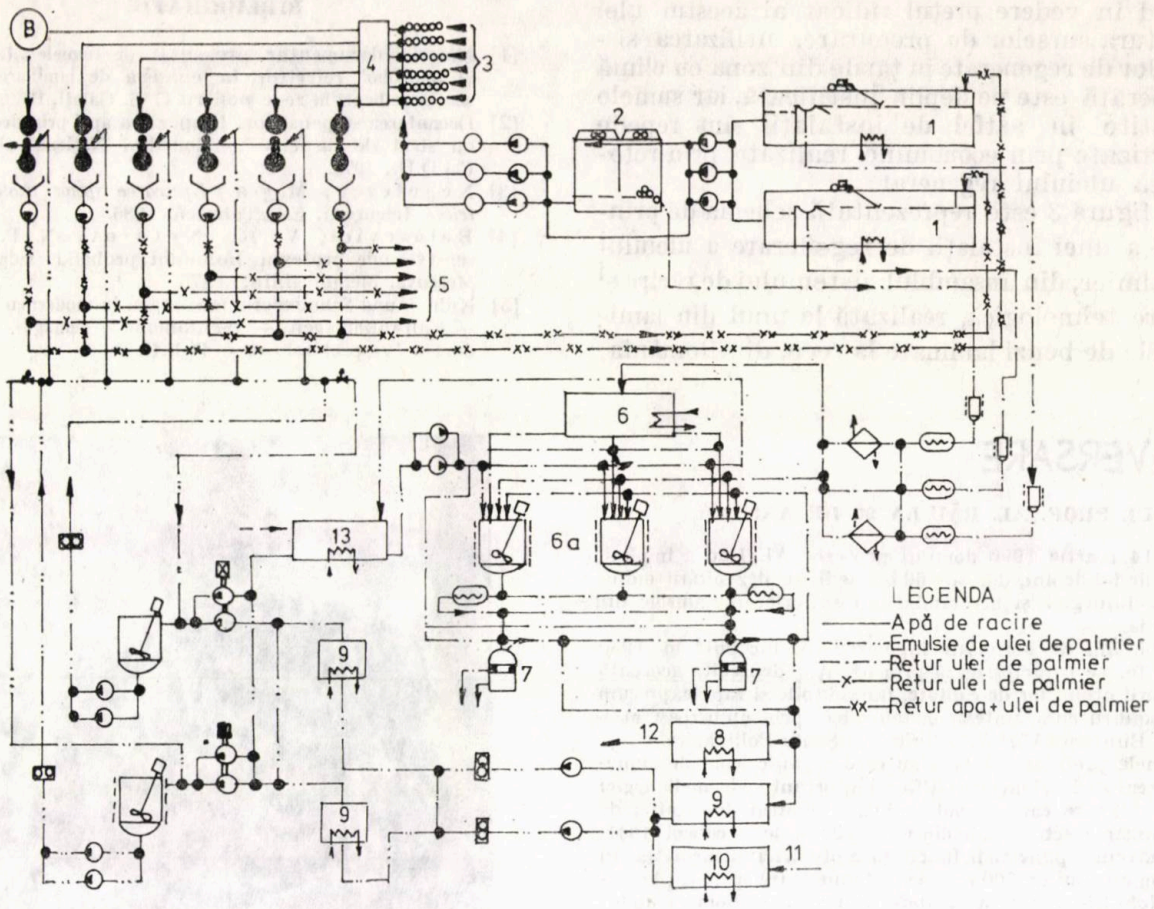


Fig. 3. Instalația de răcire cu emulsie stabilă și nestabilă folosită la rece a benzilor din oțel: *1* — rezervor la rece a benzilor din oțel; *2* — răcitor; *3* — alimentare de la rezervorul de emulsie; *4* — distribuția și reglarea emulsiei pe cajă; *5* — retur la rezervorul de emulsie; *6* — colector de ulei de palmier; *6, a* — reactor pentru ulei de palmier; *7* — separator centrifugal; *8* — evacuarea uleiului de palmier uzat; *9* — rezervor de ulei de palmier ecuperat; *10* — rezervor de ulei de palmier proaspăt; *11* — adaos de ulei de palmier proaspăt; *12* — evacuarea uleiului de palmier uzat; *13* — rezervor de apă caldă

Amestecul de ulei de palmier, apă și impurități, culeș la suprafața bazinelor *1*, este filtrat și dirijat fie în rezervorul tampon *6*, fie în recipientele de reacție *6, a*; încălzit și amestecat, cu ajutorul unor agitatoare electromecanice, după o fluidizare prealabilă cu apă fierbinte de adaos, amestecul amintit este introdus într-un separator centrifugal *7*, unde se elimină apa și impuritățile, iar uleiul de palmier, recuperat este trimis într-un rezervor de depozitare.

Ciclul de regenerare se repetă de mai multe ori, eventual cu folosirea mai multor centrifuge, înseriate, pînă la eliminarea completă a apei și impurităților și, în acest mod, pînă la obținerea uleiului curat. Uleiul astfel rezultat este supus analizei chimice de laborator. Uleiul regenerat se va refolosi la prepararea emulsiilor, nestabile, de laminare. Uleiul considerat necorespunzător sau uzat se depozitează în rezervorul *8*, de unde este expediat pentru a fi folosit în alte scopuri.

Din rezervoarele *9* și *10* de stocare a uleiului regenerat (proaspăt) se preiau cantități determinate cu care se formează emulsii nestabile. Concentrația de ulei în emulsii se realizează printr-o dozare convenabilă, cu ajutorul pompelor de dozare-reglabile, care injectează în apa caldă preluată din rezervorul *13* cantitățile de ulei necesare. Amestecul apă-ulei de palmier este stocat în rezervoare de consum unde, continuu agitat și menținut la temperatură ridicată (cca 70°C), este repompat în sistemul de „aplicare directă" pe banda aflată în spațiul dintre cajele de laminare. Emulsia nestabilă (apă-ulei de palmier), stropită pe bandă, intră între cilindrii de lucru ai laminorului, o dată cu banda, de unde cade împreună cu apa (tratată) stropită pe cilindrii de lucru și de sprijin în vederea răcirii acestora. Amestecul format din apa tratată cu emulsia nestabilă cade în rezervorul de sub cajă, după care ciclul de circulație și regenerare se reia.

Cantitățile de ulei de palmier folosite la laminarea la rece a benzilor din oțel foarte subțiri, pentru cositorire, sînt mari: se consumă aproximativ 2—3 l/t de oțel laminat [4], [5].

Avînd în vedere preţul ridicat al acestui ulei şi natura surselor de procurare, utilizarea sistemelor de regenerate în ţările din zona cu climă temperată este pe deplin justificată, iar sumele investite în astfel de instalaţii sînt repede amortizate prin economiile realizate prin refolosirea uleiului regenerat.

În figura 3 este reprezentată schema de principiu a unei instalaţii de regenerare a uleiului de palmier, din ansamblul sistemului de răcire şi ungere tehnologică, realizată la unul din laminoarele de benzi laminate la rece, din România.

BIBLIOGRAFIE

[1] Material documentar prezentat de firmele „Lubricor" şi „Mirobo" referitor la emulsia de laminare pentru secţia de benzi la rece pentru C. S. Galaţi, 1980.

[2] Decantarea suspensiilor, limpezirea apei prin decantarea cu strat de suspensii — Consiliul Naţional al Apelor C.I.D.H., 1973.

[3] Negulescu, M. ş. a. *Epurarea apelor uzate industriale*, Bucureşti, Ed. Tehnică, 1986.

[4] Belosevici, V. K., Netesov, N. P. Soversenstvovanie protessa holodnoi probatki. Izdatelpovo, Moscova, Metalurghiia, 1775.

[5] Kuhl — und Schmiereinrichtungen in modernen Tandem — Kaltwalzanlagen — Schlömann Siemag — Düsseldorf — Prospect tehnic — R.F.G.

ANIVERSARE

DOMNUL PROF. AL. RĂU LA 90 DE ANI

La 14 martie 1990 domnul profesor Al. Rău a împlinit vîrsta de 90 de ani, din care 60 i-a dedicat dezvoltării industriei metalurgice şi învăţămîntului superior metalurgic din România.

Primii ani de activitate inginerească, începută în 1930 la Reşiţa, se caracterizează prin atenţia deosebită acordată elaborării oţelurilor de calitate, inoxidabile şi rapide, precum şi răspîndirii cunoştinţelor metalurgice, prin numeroase articole în Buletinul U.D.R. şi Buletinul Şcolii Politehnice.

Numele profesorului Al. Rău este organic legat de numeroase realizări tehnico-ştiinţifice importante ale metalurgiei noastre, dintre care se pot aminti: debutul fabricaţiei de feromangan electrotermic din minereurile de Iacobeni (1941, la Tîrnăveni); punerea în funcţiune a oţelăriei Siemens-Martin şi a laminorului de 800 mm de la Hunedoara în 1941; brevetarea folosirii directe a molibdemitei şi la elaborarea oţelurilor aliate (1942); începutul fabricaţiei fontei maleabile negre (1945); predarea primului curs de *Metalurgia oţelului* la Facultatea de Metalurgie (1949); contribuţia la reorganizarea şi dezvoltarea industriei siderurgice (1949—1954); înfiinţarea primului Institut de cercetări siderurgice şi de materiale refractare (1953); înfiinţarea Catedrei de siderurgie la Facultatea de Metalurgie (1951).

După anul 1954, profesorul Al. Rău şi-a consacrat întreaga capacitate de muncă şi competenţă, perfecţionării învăţămîntului superior metalurgic din România. Bogata activitate didactică a Domniei sale s-a concretizat în frumoase şi consistente lecţii de *Metalurgia oţelului*, *Metalurgia feroaliajelor* şi *Electrometalurgie*, pe care nu le vor uita niciodată foştii studenţi ai primelor douăzeci de promoţii de ingineri metalurgi ai facultăţii noastre. Bucuria aniversării a 90 de ani de viaţă a profesorului Al. Rău coincide cu aniversarea a 40 de ani de la absolvirea primei promoţii de ingineri metalurgi pregăţi de Facultatea de Metalurgie în organizarea actuală, precum şi cu aniversarea a 70 de ani de învăţămînt superior metalurgic în România.

Sub directa conducere a profesorului Al. Rău s-au înfiinţat şi înzestrat laboratoarele Catedrei de siderurgie din Institul Politehnic Bucureşti puse în primul rînd în slujba pregătirii studenţilor, precum şi la dispoziţia activităţii ştiinţifice tot mai intense desfăşurate de cadrele didactice, de doctoranzi şi de cercurile ştiinţifice studenţeşti în colaborare cu întreprinderile productive şi cu institutele de ceretare şi proiectare de specialitate.

Străduania şi atenţia domnului profesor Al. Rău pentru ridicarea continuă a nivelului profesional al inginerilor metalurgi s-au concretizat şi în elaborarea şi tipărirea a numeroase cursuri, manuale şi lucrări de specialitate. De o deosebită valoare sînt tratatele *Elaborarea oţelurilor* (1959 şi 1963), *Elaborarea oţelurilor de scule* (1964) şi *Elaborarea oţelului în cuptoare electrice cu arc* (1967).

Profesorul Al. Rău şi-a adus o contribuţie deosebită la perfecţionarea organizării învăţămîntului superior metalurgic, ca membru în Consiliul profesoral al Facultăţii de Metalurgie şi al Senatului Institutului Politehnic Bucureşti, ca decan al facultăţii în perioada 1959—1962, ca membru în comisiile de specialişti ale ministerului învăţămîntului, ca preşedinte al Comisiilor de examen de stat şi de doctorat.

Activitatea tehnico-ştiinţifică a domnului profesor Al. Rău este bine cunoscută şi apreciată de specialişti din diversele ţări pe care le-a vizitat.

Este demn de remarcat faptul că, în cursul deplasării în Vietnam (1961), pe lîngă conferinţele la care a participat, domnul profesor Al. Rău a rezolvat experimental două probleme importante pentru industria vietnameză; dintre acestea, alierea oţelului direct cu minereu de crom are o deosebită importanţă pentru metalurgia mondială.

Aniversarea a 90 de ani de viaţă şi a 60 de ani de activitate în industria metalurgică şi în învăţămîntul superior metalurgic a domnului profesor Al. Rău este un excelent prilej pentru a remarca contribuţia valoroasă a Domniei-sale la dezvoltarea industriei metalurgice româneşti, la crearea şi perfecţionarea şcolii româneşti de metalurgie, care asigură şi va asigura şi în viitor ingineri metalurgi cu înaltă competenţă profesională, cetăţeni demni ai României Libere.

Felicitîndu-l călduros pe domnul profesor Al. Rău cu prilejul aniversării sale, îi urăm mulţi ani fericiţi, succes în activitatea de profesor-consultant la Facultatea de Metalurgie, precum şi în bogata activitate ştiinţifică.

„La mulţi ani!"

Redacţia

Dr. ing. I. Ciobanu
Universitatea din Braşov
ing. Adriana Calotă
Intreprinderea de piese turnate
Cîmpina

Stabilirea raportului de convergenţă optim şi a secţiunii de alimentare la dimensionarea reţelelor de turnare

CZ : 621.746.01

La proiectarea reţelelor de turnare, proiectanţii de tehnologii au de rezvoltat următoarele probleme : stabilirea numărului şi poziţiei punctelor de alimentare ; stabilirea traseului reţelei de turnare ; stabilirea raportului de convergenţă — divergenţă al reţelei ; stabilirea secţiunilor elementelor componente ale reţelei.

Numărul şi poziţia punctelor de alimentare sînt impuse de configuraţia piesei turnate, iar traseul reţelei de turnare depinde de numărul pieselor turnate simultan într-o formă, de plasarea modelelor pe placa portmodel şi de poziţia piciorului şi pîlniei reţelei de turnare în cazul liniilor automate.

Raportul de convergenţă — divergenţă al reţelelor de turnare se adoptă empiric, pe baza experienţei proiectanţilor. Acest raport intervine la dimensionarea secţiunii de alimentare a unei piese prin influenţa pe care o are asupra coeficientului de viteză al reţelei şi deci asupra vitezei de alimentare. Raportul de convergenţă-divergenţă intervine direct la dimensionarea secţiunii piciorului pîlniei şi a canalelor de distribuţie, în funcţie de secţiunea de alimentare.

Problema stabilirii raportului de convergenţă optim la dimensionarea reţelelor de turnare nu a fost rezolvată pînă în prezent. Indicaţiile din literatura de specialitate privind adaptarea acestui raport sînt empirice şi de multe ori contradictorii.

În cadrul acestei lucrări se prezintă o metodă de optimizare a dimensionării reţelelor de turnare, în ceea ce priveşte stabilirea raportului de convergenţă-divergenţă şi a secţiunii de alimentare pentru cazul reţelelor de turnare simple, fără filtre, colectoare centrifugale de zgură sau maselote prevăzute pe reţea.

Se precizează faptul că raportul de convergenţă optim al reţelelor de turnare depinde de natura aliajului turnat, dar şi de configuraţia piesei, şi poate avea valori diferite chiar şi pentru aceeaşi piesă, în funcţie de numărul pieselor turnate simultan într-o formă, precum şi de traseul şi dimensiunile elementelor reţelei de turnare. În nici un caz nu pot fi recomandate valori general valabile pentru anumite grupe de piese sau chiar şi pentru o piesă fixată.

Avînd în vedere aceste consideraţii, problema stabilirii raportului de convergenţă-divergenţă optim la proiectarea unei reţele de turnare se abordează numai după stabilirea traseului reţelei de turnare şi a numărului şi lungimii elementelor componente.

În scopul optimizării dimensionării reţelelor de turnare, relaţia de dimensionare a secţiunii de alimentare, în funcţie de viteza medie de alimentare, pentru o piesă, se exprimă în funcţie de debitul optim de alimentare :

$$S_a = \frac{m}{\rho \cdot t_{op} \cdot v_{ma}} = \frac{Q_{op}}{v_{ma}}, \quad \text{m}^2 \qquad (1)$$

unde : m este masa de aliaj lichid care trece prin secţiunea de alimentare pînă la umplerea completă a cavităţii utile, kg ; t_{op} — timpul optim de umplere a cavităţii utile s; v_{ma} — viteza medie de alimentare, m/s ; Q_{op} — debitul optim de alimentare a cavităţii utile, m^3/s ; ρ — densitatea aliajului lichid, kg/m^3.

Debitul optim de alimentare nu depinde practic de secţiunea de alimentare. Aceasta se poate calcula pentru fiecare reper în parte, în funcţie de timpul optim de umplere şi de masa de aliaj lichid necesară pentru umplerea unei cavităţi utile, conform relaţiei :

$$Q_{op} = \frac{m}{\rho \cdot t_{op}}, \quad \text{m}^3/\text{s} \qquad (2)$$

Conform relaţiei (1) rezultă că umplerea cavităţii utile a formei într-un timp optim de turnare şi cu un debit optim de turnare se poate realiza practic printr-o infinitate de reţele de turnare, avînd rapoarte de convergenţă-divergenţă diferite şi respectiv secţiuni de alimentare diferite. Aceasta deoarece viteza medie de alimentare depinde de raportul de convergenţă al reţelei care influenţează coeficientul de viteză.

Pentru stabilirea raportului de convergenţă optim şi a secţiunii de alimentare corespunzătoare este necesar ca din multitudinea reţelelor de turnare, care asigură debitul optim de alimentare să se aleagă reţeaua care asigură condiţiile de umplere cele mai favorabile pentru calitatea piesei şi un indice de utilizare a aliajului lichid cît mai ridicat. De aceea, pentru alegerea reţelei de turnare optime este necesar să se stabilească o serie de criterii de comparaţie care caracterizează cantitativ fenomenele care

însoțesc curgerea aliajelor prin rețelele de turnare, influențînd calitatea pieselor și consumul de aliaj lichid la turnare.

Analizînd fenomenele hidraulice și termice care însoțesc curgerea aliajelor lichide prin rețelele de turnare, care influențează direct sau indirect calitatea pieselor turnate, s-au stabilit drept criterii de comparație pentru a caracteriza comportarea rețelelor de turnare, din punct de vedere tehnologic, în vederea optimizării dimensionării acestora, următorii parametri: debitul de alimentare, Q_a; viteza de alimentare, v_a; numărul Reynolds în alimentator RE_a; numărul Reynolds în canalul de distribuție, RE_a; coeficientul de răcire al aliajului în lungul rețelei, CR. Pentru caracterizarea rețelelor din punct de vedere al consumului de aliaj lichid la turnare s-a stabilit drept criteriu de comparație volumul total al rețelei, V_r.

Debitul de alimentare, Q_a, determină durata de umplere a cavității utile, care trebuie să corespundă timpului optim de umplere. O umplere prea lentă poate determina apariția defectelor cauzate de deteriorarea termică a formei sau de creșterea viscozității și a tensiunii superficiale a aliajului. O umplere prea rapidă duce la apariția incluziunilor de gaze exogene cauzată de imposibilitatea aerisirii formei. Debitul de alimentare se calculează în funcție de viteza de alimentare v_a și de secțiunea alimentatorilor.

Viteza de alimentare v_a influențează direct forța de eroziune a jetului la intrarea în cavitatea utilă și turbulența produsă în cavitatea utilă. Forța cu care jetul acționează pe unitatea de suprafață a pereților pe care îi lovește perpendicular este proporțională cu pătratul acestei viteze. Viteza limită admisă la intrarea în cavitatea utilă depinde de densitatea și temperatura aliajului lichid, de rezistența (respectiv natura) pereților formei și ai miezurilor pe care jetul îi întîlnește.

Viteza în canalul de distribuție v_d influențează decantarea incluziunilor nemetalice în canalul de distribuție. Viteza limită în canalul de distribuție depinde, de asemenea, de natura aliajului și a formei. Viteza în canalul de distribuție se calculează pe baza legii continuității, în funcție de viteza de alimentare.

Numărul Reynolds în alimentator RE_a caracterizează turbulența în timpul curgerii prin alimentator și la intrarea în cavitatea utilă și aspirarea gazelor și a incluziunilor în alimentator. Valoarea limită depinde de natura aliajului.

Numărul Reynolds în canalul de distribuție RE_d caracterizează turbulența în canalul de distribuție și influențează atît antrenarea gazelor din peretele formei, cît și acționarea incluziunilor prin decantare în canalul de distribuție.

Valoarea numărului Reynolds în canalul de distribuție și în alimentator trebuie să fie mai mică, pentru a se asigura o curgere cît mai liniștită, pe cît posibil laminară sau apropiată de curgerea laminară în aceste elemente.

Coeficientul de răcire, CR, caracterizează rețelele de turnare din punct de vedere al efectului de răcire produs asupra jetului de aliaj lichid pînă la intrarea în cavitatea utilă. Relația de calcul a acestui coeficient are în vedere faptul că răcirea aliajului este proporțională direct cu timpul în care jetul străbate fiecare element al rețelei și invers proporțională cu raportul dintre secțiunea și perimetrul secțiunii (diametrul hidraulic echivalent) elementelor componente ale rețelei. Coeficientul de răcire al unei rețele de turnare cu un alimentator este redat de relația:

$$CR = \sum_{i=1}^{i=n} \frac{t_i}{D_i} = \sum_{i=1}^{i=n} \frac{1_i}{D_i \cdot v_i}, \text{ s/m} \qquad (3)$$

unde: t_i este timpul în care jetul străbate elementul i al rețelei, de diametru hidraulic D_i, în lungimea l_i și viteza v_i, iar n este numărul elementelor componente ale rețelei de turnare. La alegerea raportului de convergență optim se recomandă ca valoarea coeficientului de răcire să fie cît mai mică.

Toți acești parametri tehnologici adoptați drept elemente de comparație a rețelelor de turnare în vederea optimizării dimensionării acestora se calculează în funcție de viteza din alimentator v, de dimensiunile elementelor rețelei (lungimi, secțiuni) și de caracteristicile fizice ale aliajului (viscozitate). De aceea, modelul matematic pentru calculul acestor parametri tehnologici în vederea optimizării dimensionării rețelelor de turnare are la bază calculul vitezei din alimentatorul rețelei, ea însăși un criteriu de comparație pentru stabilirea rețelei optime.

Viteza reală de curgere prin alimentatorul rețelelor de turnare se calculează prin metodele cunoscute în mecanica fluidelor, pe baza legii lui Bernoulli, legii continuității curgerii și a relațiilor de calcul al pierderilor de presiune liniare și prin rezistențele locale la curgerea lichidelor prin conducte închise.

Pentru o înțelegere mai ușoară a metodicii de lucru în vederea optimizării dimensionării rețelelor de turnare, se expune în continuare modul de lucru concret pentru stabilirea raportului de convergență optim și a secțiunii de alimentare pentru un reper din fontă cenușie cu masa $m = 7{,}8$ kg.

Durata optimă de turnare pentru această piesă, stabilită cu ajutorul relației lui Dietert, în funcție de masa piesei și de celelalte caracteristici dimensionale este $t_{op} = 10$ s. În funcție de masa piesei turnate și considerînd densitatea fontei lichide $\rho = 6500$ kg/m^3, s-a determinat pe baza relației (2) debitul optim de alimentare a cavității utile: $Q_{op} = 120 \cdot 10^{-6}$ m^3/s $= 120$

cm³/s. Reperul este turnat singur într-o formă, printr-o rețea de turnare simplă cu alimentare prin cădere liberă, avînd configurația prezentată în figura 1. Rețeaua se compune din pîlnie, piciorul pîlniei, canalul de distribuție și un alimentator. Lungimile elementelor depind de așezarea modelului pe placa portmodel, de traseul rețelei de turnare și de înălțimea ramei de formare, rămînînd aceleași, indiferent de raportul de convergență și de secțiunea alimentatorului.

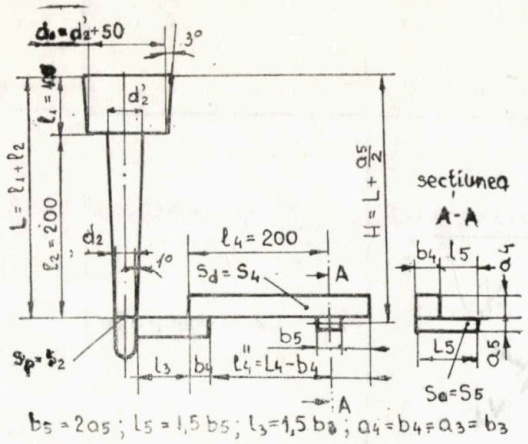


Fig. 1. Forma și dimensiunile rețelei de turnare studiate

Elementele rețelei s-au numerotat în ordinea succesiunii cu numere de la $i = 1$ la $i = 5$, de la pîlnie spre alimentator.

Aplicînd legea lui Bernoulli pentru secțiunea nivelului liber al aliajului lichid din pîlnie (secțiunea S_1) și secțiunea de atac a alimentatorului (secțiunea S_5), în raport cu un nivel de referință pentru înălțimi situat în dreptul axei alimentatorului și exprimînd toate vitezele care intervin, în funcție de viteza din alimentator ($v_a = v_5$), se obține, în final, relația de calcul al vitezei din alimentator:

$$v_a = v_5 = \sqrt{\frac{2gH}{1 + \sum_{i=1}^{i=5} \zeta_{1i} \left(\frac{S_5}{S_i}\right)^2 + \sum_{i=1}^{i=4} \zeta_{ri,\,i+1} \left(\frac{S_5}{S_i}\right)^2 - \left(\frac{S_5}{S_i}\right)^2}} \qquad (4)$$

În această relație ζ_{1i} reprezintă coeficientul de pierdere liniară de presiune în elementul i al rețelei ($i = 1, 2, 3, 4, 5$); $\zeta_{ri,\,i+1}$ — coeficientul de pierdere de presiuni prin rezistențele locale la trecerea din elementul i, în elementul $i + 1$ ($i = 1, 2, 3, 4$) și S_i — secțiunea elementelor rețelei ($i = 1 - 5$).

Relația de calcul a vitezei de alimentare este stabilită în ipoteza alimentării directe a cavității utile a firmei.

Coeficienții de pierderi liniare de presiune se calculează cu relația:

$$\zeta_{1i} = \lambda_i \cdot \frac{l_1}{D_i} \qquad (5)$$

unde: λ este coeficientul de frecare; l_i — lungimea elementului i al rețelei; D_i — diametrul hidraulic echivalent al rețelei ($D_i = 4\,Si/Pi$, unde P_i este perimetrul secțiunii).

Coeficienții de pierderi de presiune prin rezistențele locale specifice acestei rețele de turnare s-au calculat utilizînd relațiile din tabelul 1. Valorile coeficienților care intervin în relațiile din tabelul 1 sînt redate în tabelele 2 — 5, în funcție de elementele dimensionale ale rezistențelor locale respective.

Viteza reală de alimentare se calculează pe baza relației (4) prin aproximații succesive, deoarece coeficienții de pierderi depind la rîndul lor de vitezele de curgere prin elementele rețelei, care sînt necunoscute.

În acest scop, se calculează inițial viteza ideală de curgere prin alimentator $(v_5)_0$, neglijînd pierderile de presiune. Viteza ideală este dată de relația $(v_5)_0 = \sqrt{2gH}$. Apoi pe baza legii continuității se calculează vitezele ideale prin celelalte elemente ale rețelei, iar în funcție de acestea se calculează coeficienții de pierderi $(\zeta_{1i})_0$ și $(\zeta_{ri,i+1})_0$. Înlocuind în relația (4) se calculează apoi viteza din alimentator într-o primă aproximație $(v_5)_1$. Se reia calculul pornind de la această viteză, recalculînd coeficienții de pierderi și apoi viteza de alimentare în aproximația a doua $(v_5)_2$. Calculul se repetă pînă atunci cînd diferența dintre vitezele de alimentare calculate la două aproximații succesive se încadrează în eroarea relativă impusă.

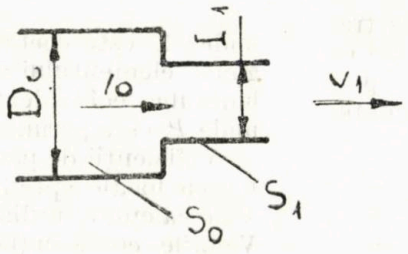
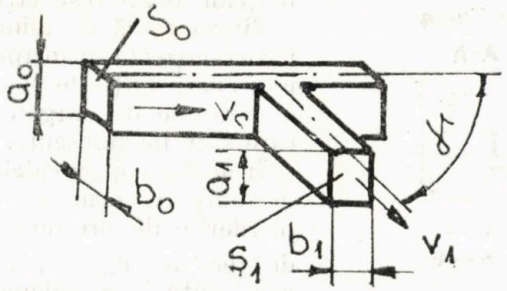
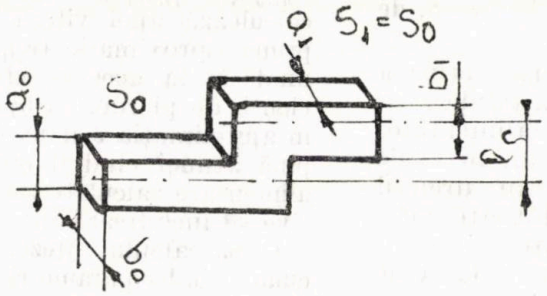
După calculul vitezei de alimentare s-au calculat ceilalți parametri tehnologici ai rețelelor de turnare, precum și volumul acestora. Relațiile de calcul utilizate sînt prezentate în tabelul 6.

Pe baza modelului matematic prezentat mai sus prin relațiile (4) – (15) s-a elaborat un program de calculator pentru calculul vitezei de alimentare și a celorlalți parametri tehnologici care caracterizează funcționarea rețelelor de turnare. Ca date de intrare variabile pentru calculator, s-au utilizat secțiunea alimentatorului S_5 și raportul de convergență al secțiunilor $S_p : S_d : S_d = S_2 : S_4 : S_5$.

Calculele s-au efectuat pentru turnarea unei fonte cenușii cu viscozitate cinematică $\nu = 1{,}2 \cdot 10^{-6}$ m²/s (ceea ce corespunde unei fonte cu 3,4% și temperatura de turnare 1 350°C). Eroarea relativă impusă pentru calculul vitezei de alimentare v_5 la două aproximații succesive a fost de 0,01, ceea ce a corespuns unei erori absolute sub 1 mm/s (cca 0,1—0,2 mm/s).

Tabelul 1

Relaţia de calcul al coeficienţilor de pierdere de presiune prin rezistenţe hidraulice locale

Tipul rezistenţei	Forma şi dimensiunile rezistenţei hidraulice	Coeficientul de pierderi de presiune	Nr. relaţiei
Ştrangulare		$E_{str} = 0{,}5\left(1 - \frac{S_1}{S_0}\right)$	6
Cot cu nişă		$E_{cot} = 1{,}2 \cdot k_{\Delta} \cdot k_{Re} C_1 \cdot A\zeta_M$	7
Deviere fără modificare de secţiune		$E_{dev} = k_{\Delta} \cdot C_1 \zeta_D + \zeta_f$ unde : $\zeta_f = \lambda \cdot \frac{l_0}{a_0}$	8

Tabelul 2

Valorile coeficienţilor k_{Δ} şi k_{Re}

Numărul Reynolds, *RE*	4.10^4	4.10^4	
Rugozitatea specifică, Δs		$\leqslant 0{,}001$	$> 0{,}001$
k_{Δ}	1,0	$1+500\Delta$	1,5
k_{Re}	45λ	1,0	

Valorile coeficientului C_1 *Tabelul 3*

$\frac{a_0}{b_0}$	0,25	0,50	0,75	1,0	1,5	2,0	3,0	4,0	5,0
C_1	1,10	1,07	1,04	1,00	0,95	0,90	0,83	0,78	0,75

Utilizînd acest program s-au calculat viteza de alimentare, debitul şi valoarea celorlalţi parametri tehnologici şi economici menţionaţi, pentru 210 reţele de turnare cu secţiuni de alimentare cuprinse între $Sa = S_5 = 25$ cm² şi $S_a = S_5 = 250$ cm² şi cu diverse raporturi de convergenţă sau divergenţă. Pe baza rezultatelor obţinute în figurile 2—8 s-a reprezentat dependenţa acestor parametri (Q_5, v_5, v_4, RE_5, RE_4, GR, V_r) de secţiunea de alimentare şi de raportul secţiunilor ($Sp : Sd : Sa$) Cu ajutorul acestor nomograme este posibil să se aleagă dimensiunile optime ale reţelei de turnare, avînd configuraţia din figura 1, pentru turnarea reperului menţionat, care necesită un debit optim de umplere $Q_a = Q_5 = 120$ cm³/s.

Tabelul 4

Valorile coeficientului ζ_M și A

γ	20°	30°	45°	60°	75°	90°	110°	130°	150°	180°
ζ_M	0,05	0,07	0,17	0,36	0,63	1,00	1,56	2,16	2,67	3,00
A	2,50	2,22	1,87	1,50	1,28	1,20	1,20	1,20	1,20	1,20

Tabelul 5

Valorile coeficientului ζ_D

$\frac{l_0}{a_0}$	0	0,4	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	1,6	1,8	2,0	2,4	2,8	3,2	4,0
ξ_D	0	0,62	0,90	1,61	2,63	3,61	4,01	4,18	4,22	4,18	3,65	3,30	3,20	3,08

5,0	6,0	7,0	9,0	10,0	∞
2,92	2,80	2,70	2,60	2,45	2,30

Tabelul 6

Relațiile pentru calculul parametrilor tehnologici și economici ai rețelei de turnare (fig. 1)

Denumirea parametrului	Simbolul	Relația de calcul	Nr. relației
Debitul de alimentare	Q_5 sau Q_a	$v_5 S_5$	9
Viteza în canalul de distribuție	$v_4(v_d)$	Q_5/S_4	10
Numărul Reynolds în alimentator	$RE_5(RE_a)$	$\frac{v_5 D_5}{\nu}$	11
Numărul Reynolds în canalul de distribuție	$RE_4(RE_d)$	$\frac{v_4 D_4}{\nu}$	12
Coeficientul de răcire a aliajului în rețea	C_R	$\sum_{i=1}^{i=5} \frac{1_1}{v_i D_i}$	13
Volumul rețelei	V_r	$\sum_{i=1}^{i=5} V_i$	14

Obs: Volumul elementelor rețelei de turnare s-a calculat pe baza relațiilor geometrice cunoscute

Avînd în vedere că piesa se toarnă din fontă cenușie în forme temporare, realizate pe o linie de formare automată prin scuturare și presare la presiuni înalte, s-au adoptat, în funcție de caracteristicile aliajului și ale formei, următoarele valori limită ale parametrilor tehnologici fixați ca elemente de comparație, în vederea stabilirii raportului de convergență optim : viteza maximă din alimentator, $v_{5max} = 0{,}9$ m/s; viteza maximă din canalul de distribuție, $v_4 = 0{,}6$ m/s; numărul Reynolds maxim în alimentator $RE_{5max} = 8000$; numărul Reynolds maxim pentru canalul de distribuție $RE_{4max} = 7000$.

Ducîndu-se o linie orizontală în dreptul debitului optim $Q_5 = 120$ cm³/s, în figura 2, s-au determinat secțiunea de alimentare și raportul de convergență-divergență al tuturor rețelelor care realizează acest debit. Apoi, din celelalte nomograme, pentru rețelele respective (în funcție de secțiunea de alimentare și raportul de convergență) s-au determinat valorile celorlalți parametri care interesează (v_5, v_4, RE_5, RE_4, C_R, V_r). Valorile acestor parametri sînt centralizate în tabelul 7 pentru toate rețelele care asigură debitul, $Q_5 = 120$ cm³/s.

Analizînd valorile din tabelul 7 se observă că două rețele îndeplinesc simultan toate condițiile impuse pentru vitezele de curgere și numerele Reynolds în alimentatori și canalul de distribuție. Ambele sînt rețele divergente de tipul $Sp:Sd:Sa = 1:n:n$, și anume rețeaua cu raportul $Sp:Sd:Sa = 1:3:3$ și secțiunea de alimentare 317,5 mm² și rețeaua $Sp:Sd:Sa = 1:2:2$ și secțiunea de alimentare 238,5 mm². Dintre acestea, rețeaua a doua cu $Sp:Sd:Sa = 1:2:2$ asigură însă un coeficient de răcire a aliajului mai mic și un volum mai redus al rețelei.

De asemenea, se observă faptul că alte două rețele de turnare îndeplinesc trei din cele patru condiții impuse pentru viteze și numerele Reynolds, iar al patrulea parametru are valori foarte apropiate de limita impusă. Una dintre aceste rețele este rețeaua divergentă de tip

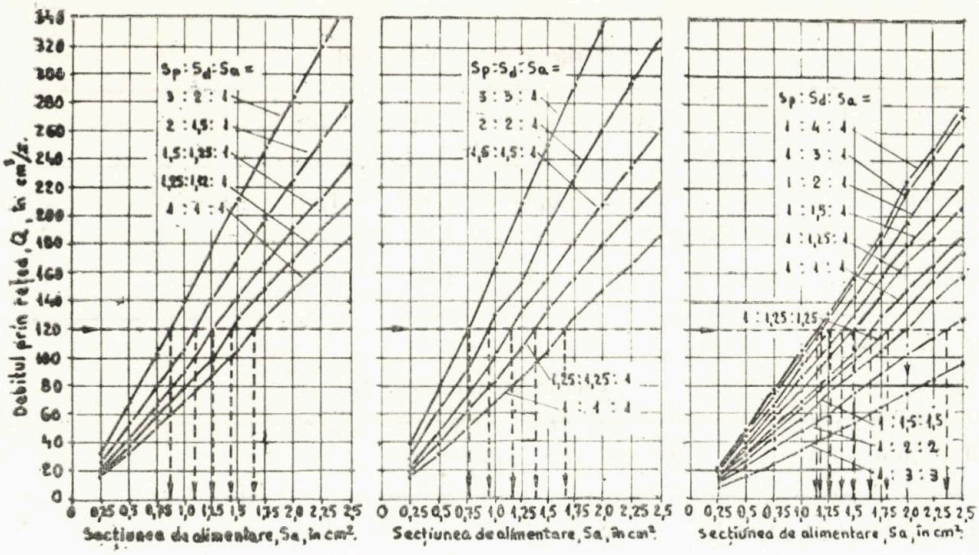


Fig. 2. Debitul Q prin rețea, în funcție de Sa și de raportul $Sp : Sd : Sa$

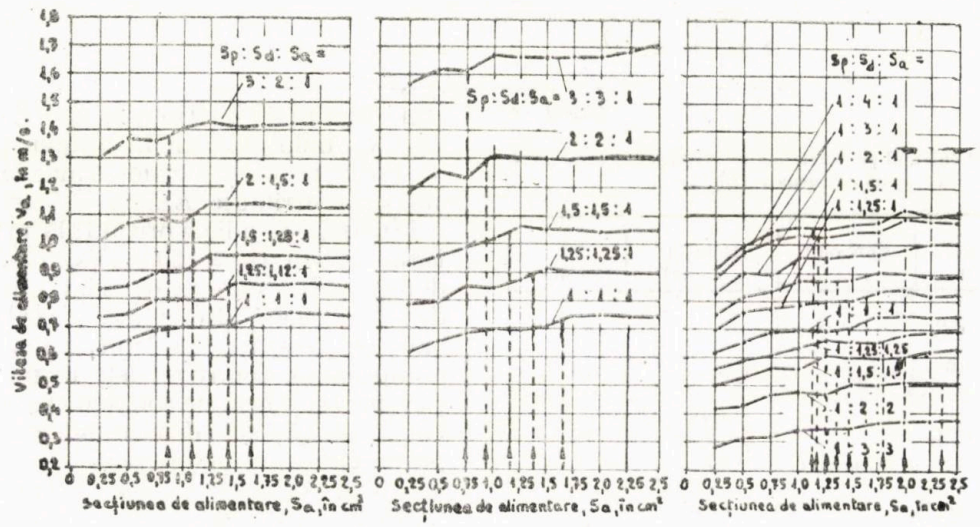


Fig. 3. Viteza de alimentare în funcție de Sa și de raportul $Sp : Sd : Ss$

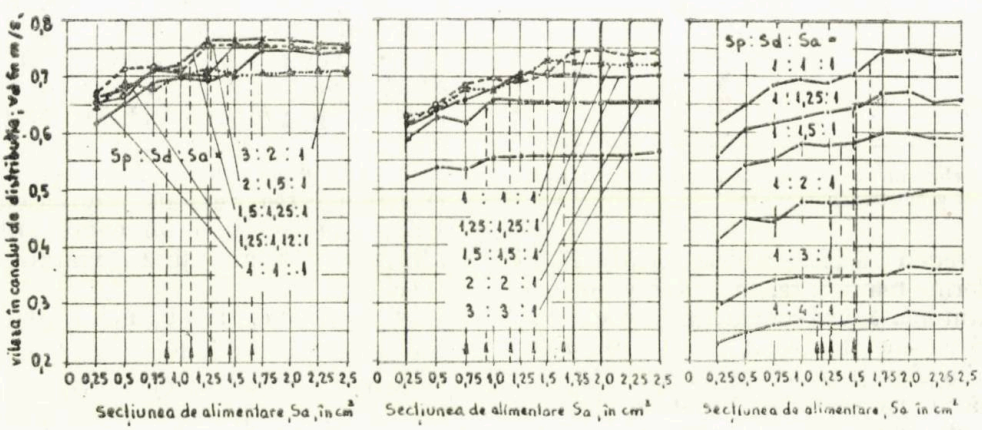


Fig. 4. Viteza în canalul de distribuție în funcție de Sa și de raportul $Sp : Sd : Sa$, (observație pentru rețelele de tip $Sp : Sd : Sa = 1 : n : n$ viteza în canalul de distribuieeste egală cu viteza de alimentare)

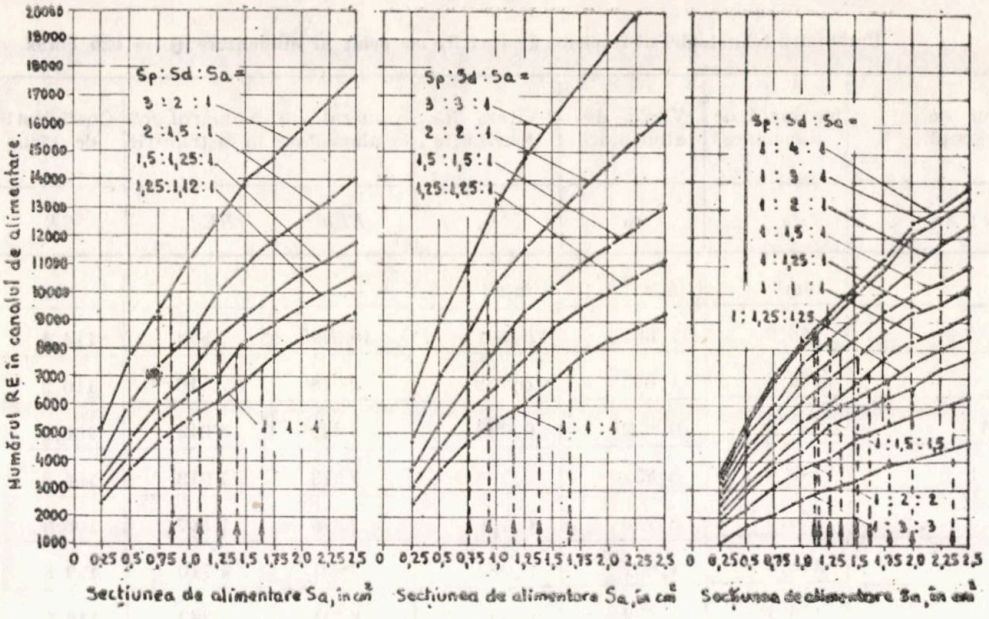


Fig. 5. Numărul Reynolds în canalul de alimentare în funcție de *Sa* și de raportul *Sp* : *Sd* : *Sa*

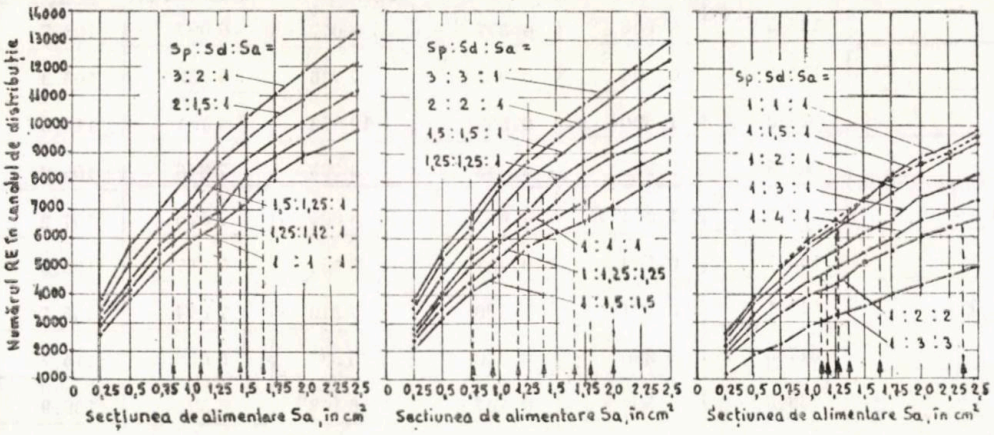


Fig. 6. Numărul Reynolds în canalul de distribuție în funcțiede *Sa* și de raportul *Sp* : *Sd* : *Sa*

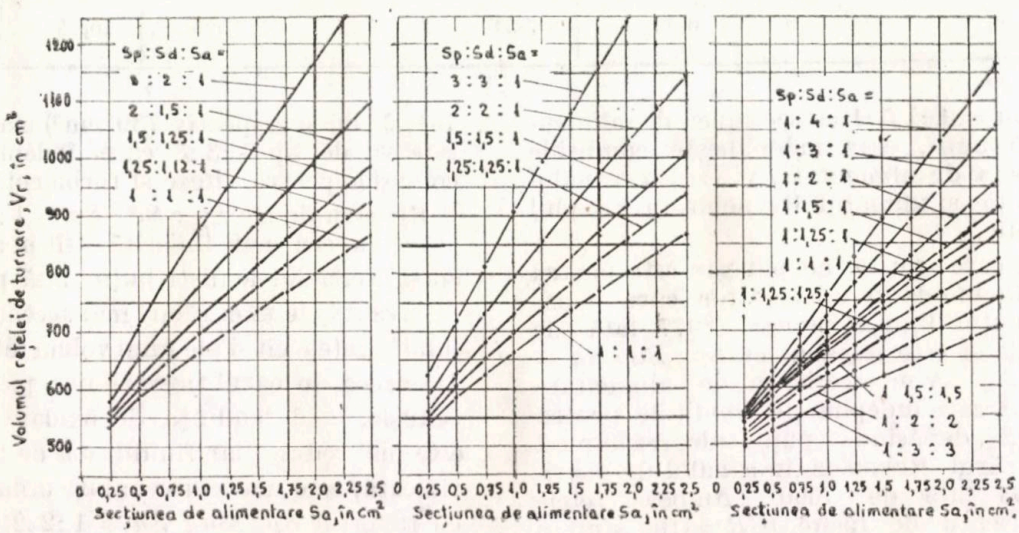


Fig. 7. Volumul rețelei de turnare în funcție de *Sa* și de raportul *Sp* : *Sd* : *Sa*

Tabelul 7

Parametrii tehnologici ai reţelelor de turnare cu debit de alimentare Q = 120 cm³/s

Raportul de convergenţă	Secţiunea de alimentare	Viteza de alimentare	Viteza în distribuţie	Numărul *RE* în alimentare	Numărul *RE* în distribuţie	Coeficientul de răcire	Volumul total al reţelei
Sp : *Sd* : *Sa*	s_a	v_a	v_d	*REa*	*REd*	*CR*	V_r
—	mm²	m/s	m/s	—	—	s/m	cm³
3 : 2 : 1	86,8	1,382	0,691	10 099	7 574	114,4	837,3
2 : 1,5 : 1	109,8	1,093	0,739	9 018	7 810	110,3	801,2
1,5 : 1,25 : 1	126,0	0,952	0,762	8 448	8 015	106,0	773,8
1,25 : 1,12 : 1	143,6	0,839	0,746	7 913	7 913	106,8	766,8
1 : 1 : 1	164,6	0,729	0,729	7 370	7 817	106,3	754,8
1 : 4 : 1	113,5	1,057	0,264	8 881	4 710	123,8	799,2
1 : 3 : 1	116,3	1,032	0,344	8 755	5 362	116,5	764,5
1 : 2 : 1	126,0	0,952	0,476	8 456	6 342	108,9	742,8
1 : 1,5 : 1	138,5	0,866	0,577	8 077	6 997	106,7	741,6
1 : 1,25 : 1	148,8	0,806	0,645	7 736	7 339	106,3	711,8
3 : 3 : 1	75,0	1,600	0,533	10 976	6 721	113,6	822,0
2 : 2 : 1	92,5	1,297	0,648	9 795	7 346	109,6	774,8
1,5 : 1,5 : 1	114,8	1,045	0,697	8 805	7 625	107,2	761,0
1,25 : 1,25 : 1	135,7	0,884	0,707	8 134	7 717	106,5	759,5
1,12 : 1,12 : 1	146,1	0,821	0,730	7 813	7 814	105,7	753,1
1 : 3 : 2	317,5	0,380	0,380	5 337	5 658	115,7	754,4
1 : 2 : 2	238,5	0,507	0,507	6 148	6 521	109,9	741,0
1 : 1,5 : 1,5	200,0	0,600	0,600	6 687	7 093	107,0	739,0
1 : 1,25 : 1,25 :	181,8	0,667	0,667	7 020	7 447	106,2	744,1
1 : 1,12 : 1, 12	170,5	0,734	0,734	7 247	7 525	105,5	745,2

Sp : *Sd* : *Sa* = 1 :1,5 :1 cu secţiunea de alimentare 138,5 mm², care îndeplineşte condiţiile pentru viteza de alimentare, viteza în canalul de distribuţie şi numărul Reynolds în canalul de distribuţie.

Condiţia care nu se îndeplineşte este pentru numărul Reynolds în alimentator care depăşeşte cu puţin limita impusă (8077 faţă de 8000). Cealaltă este reţeaua cu *Sp* : *Sd* : *Sa* = = 1 :1,5 :1,5, avînd secţiunea de alimentare de 200 mm², care îndeplineşte condiţiile pentru v_a, v_d, şi RE_a, depăşind cu puţin valoarea impusă pentru numărul Reynolds în canalul de distribuţie (7093 faţă de 7000). Ambele reţele au coeficienţii de răcire (*CR* = 106 s/m) şi respectiv 107 s/m şi volumele totale (V_R = 741, 6 cm³ şi respectiv 739 cm³) mai mici decît reţeaua de tip 1 :3 :3 care îndeplineşte toate condiţiile pentru viteze şi turbulenţă.

Reţeaua de tip *Sp* : *Sd* : *Sa* = 1 :3 :3 asigură curgerea cea mai liniştită atît în alimentator, cît şi în canalul de distribuţie, însă prezintă atît dezavantajele unei răciri mai accentuate a aliajului în reţea, cît şi ale unui volum total mai mare De aceea, în cazul turnării unei piese din fontă cenuşie, cînd tendinţa de oxidare şi spumare este mai redusă, iar fluiditatea de turnare este ridicată, este mai convenabilă utilizarea reţelei cu raportul *Sp* : *Sd* : *Sa* = 1 :2 :2 sau chiar a reţelelor cu *Sp* : *Sd* : *Sa*=1 :1,5 :1,5 sau 1 :1,5 :1.

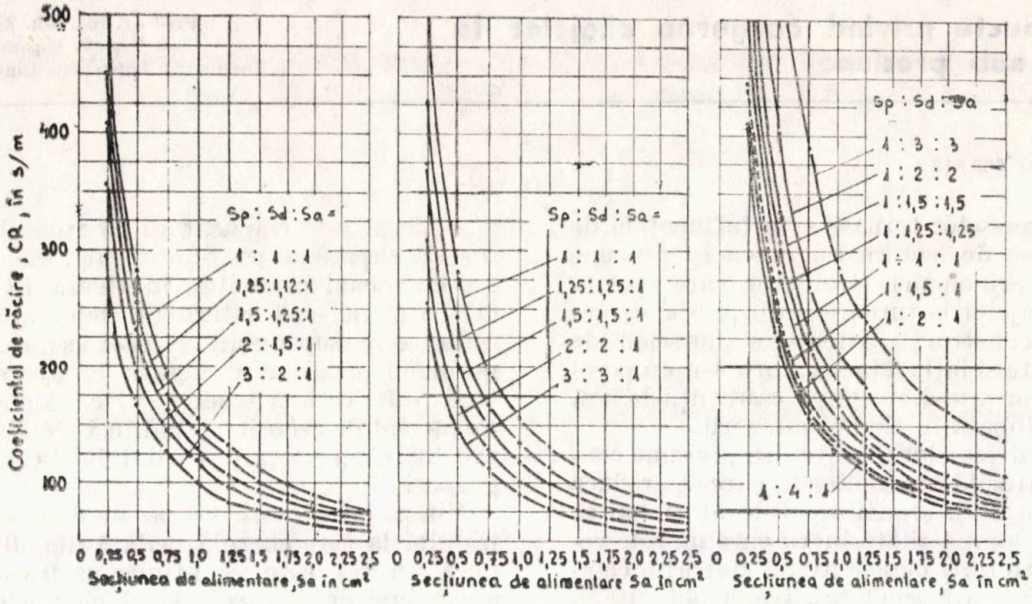


Fig. 8. Coeficientul de răcire al aliajului în rețea în funcție de *Sa* și de raportul *Sp* : *Sd* : *Sa*

Analizînd rezultatele prezentate în nomograme și în tabelul 7, se pot face următoarele observații generale :

— rețelele divergente asigură condiții de umplere a formelor mult mai bune decît cele convergente ;

— la rețelele convergente cu cît crește raportul de convergență cu atît viteza de alimentare, viteza în canalul de distribuție, turbulența, indicele de răcire și volumul rețelei cresc, deci condițiile de umplere se înrăutățesc ;

— rețelele divergente de tip $Sp : Sd : Sa = 1 : n : 1$ asigură cele mai mici viteze și cea mai redusă turbulență în canalul de distribuție, deci cele mai bune condiții de separare a incluziunilor în acest element care îndeplinește și rol de colector de zgură ;

— rețelele divergente de tip $Sp : Sd : Sa = 1 : n : n$ asigură cea mai liniștită curgere a aliajului în alimentatori la intrarea în cavitatea utilă, de aceea aceste rețele sînt indicate atît pentru turnarea aliajelor cu tendință mare de spumare, cît și la piese cu pereți subțiri cu configurații complexe, cînd există pericolul erodării pereților cavității utile.

Această metodă de optimizare a dimensionării secțiunii de alimentare a rețelelor de turnare se poate extinde și pentru alte configurații ale rețelei de turnare. În acest scop, este necesar ca modelul matematic de calcul să se adapteze în funcție de numărul și forma elementelor componente și a rezistențelor hidraulice.

Nomogramele prezentate în această lucrare pot fi utilizate pentru dimensionarea secțiunii de alimentare și alegerea raportului de convergență, precum și pentru alte piese din fontă de orice masă, alimentate prin rețele de turnare cu configurația rețelei prezentate în figura 1.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ciobanu, I. *Influența alimentării asupra calității pieselor turnate din aliaje metalice.* Teză de doctorat, Institutul Politehnic București, 1985.

[2] Ciobanu, I. *Determinarea teoretică și experimentală a coeficientului de viteză în rețelele de turnare.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 5, 1988, p. 253—256.

[3] Sofroni, L., Brabie, V., Bratu, C. *Bazele teoretice ale turnării.* Ed. didactică și pedagogică, București, 1980.

Unele aspecte privind curgerea aliajelor la turnarea sub presiune

Prof dr. ing. Gh. Zirbo
și ing. V. Soporan
Institutul Politehnic Cluj—Napoca

CZ : 621.746.01 : 669.018

Calitatea pieselor turnate este influențată de o multitudine de factori. Lucrarea își propune să prezinte principalele probleme care apar la curgerea aliajelor la turnarea sub presiune, modul în care construcția sistemelor ține seamă de aceste aspecte și influența acestora asupra porozității pieselor prin diminuarea cantității de fază gazoasă înglobată în timpul curgerii.

Beneficiarii pieselor turnate sub presiune consideră că, datorită presiunilor la care se produce curgerea aliajului, semifabricatele ar trebui să aibă o mare compactitate, lucru care nu este verificat de practică, piesele avînd uneori o compactitate inferioară semifabricatelor obținute în formele metalice.

Compactitatea scăzută a pieselor turnate sub presiune se explică prin faptul că viteza mare de curgere și traiectoriile jetului aiajului creează condiții pentru înglobarea aerului în masa aliajului, iar viteza mare de solidificare nu favorizează evacuarea acestuia din masa aliajului în curs de solidificare.

Marea majoritate a studiilor vizează problema curgerii prin prisma asigurării unei compactități crescute ; analiza procesului cuprinde faza de curgere în camera de presare, în sistemul de alimentare și în cavitatea formei metalice.

Aspecte privind curgerea aliajelor în camera de presare

Cercetările specifice acestui domeniu au avut ca obiectiv stabilirea unei corelații optime între viteza de înaintare a pistonului V_p, diametrul camerei de presare $2r$, gradul de umplere a cilindrului de presare cu aliaj lichid K și cantitatea de aer înglobată în piesa turnată. La înaintarea pistonului, în funcție de acești parametri, sînt posibile următoarele situații :

— masa de aer se masează în fața frontului de aliaj (fig.1,*a*) ;

— aerul este înglobat în camera de presare datorită fenomenuui de val (fig. 1, *b*) ;

— aerul este comasat după frontul de aliaj înspre suprafața pistonului (fig. 1,*c*).

Fenomenul prezentat în figura 1,*b* este specific cazului cînd viteza de deplasare a pistonului este superioară vitezei critice, iar fenomenul prezentat în figura 1,*c* apare la o viteză inferioară vitezei critice. Ambele fenomene sînt de nedorit, avînd în vedere faptul că are loc o amestecare a aliajului lichid cu faza gazoasă.

Viteza critică este viteza de deplasare a pistonului la care energia cedată aliajului va genera un val care va atinge partea superioară a camerei de presare, astfel încît energia disponibilă specifică acelei poziții să fie apropiată de zero. La această viteză nu sînt posibile cazurile nefavorabile prezentate în figura 1,*b* și *c*, datorită faptului că energia este dozată în așa fel încît aceasta să fie suficientă pentru a genera spargerea valului. Problema generală care se pune este aceea de a determina viteza critică în condițiile concrete ale cunoașterii diametrului camerei de presare și a gradului de umplere

La punerea în mișcare a pistonului, în perioada mișcării accelerate, se formează un val, adică o creștere a nivelului aliajului înspre suprafața activă a pistonului. Deplasarea aliajului în camera de presare este reprezentată schematic în figura 2.

$$S_1 = K_1 \cdot S \tag{1}$$

$$S_2 = K_2 \cdot S \tag{2}$$

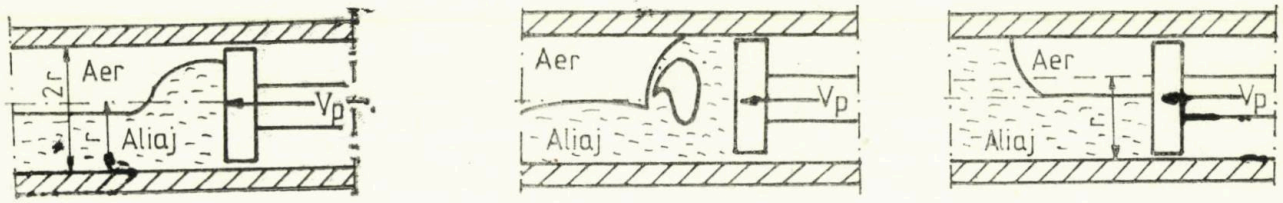
unde :

$$0 < K_1 < 1$$

$$0 < K_2 < 1$$

$$S = \nu r^2.$$

Se consideră valul staționar și deplasarea aliajului de la stînga spre dreapta. Viteza aliajului înaintea valului (sect. A—A) este V , iar viteza aliajului după panta valului este $V_a - V_p$.



a *b* *c*

Fig. 1. Situația la deplasare a pistonului : *a* — cînd masa de aer se masează în fața frontului de aliaj ; *b* — cînd masa de aer este înglobată în masa de aliaj prin fenomenul de val ; *c* — cînd masa de aer este comasată după frontul de aliaj

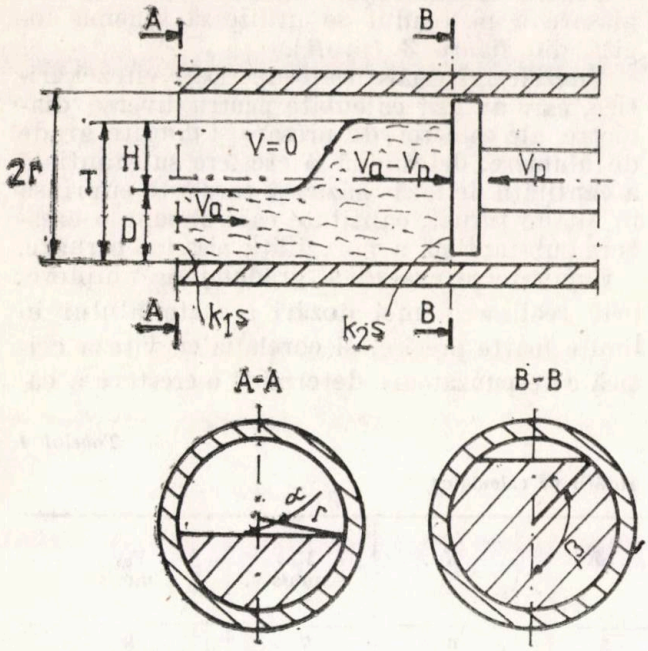


Fig. 2. Reprezentarea vitezei aliajului în camera de presare în raport cu valul creat : $v = 0$

Aplicînd legea continuităţii între secţiunile A—A şi B—B se consideră :

$$V_a \cdot S_1 = (V_a - V_p) S_2 \qquad (3)$$

Folosind relaţiile (1) şi (2) relaţia (3) devine :

$$V_a \cdot K_1 \cdot S = K_2 \cdot S\,(V_a - V_p) \qquad (4)$$

Din relaţia (4) se determină viteza de deplasare a pistonului :

$$V_p = V_a \left(1 - \frac{K_1}{K_2}\right) \qquad (5)$$

unde :

V_p este viteza de deplasare a pistonului, m/s ;
V_a — viteza de deplasare a valului, m/s ;
K_1 — gradul de umplere a camerei de presare înaintea valului ;
K_2 — gradul de umplere a camerei de presare după val.

Pentru determinarea lui V_a şi a lui K_2 se particularizează ecuaţia lui Bernoulli la curgerea aliajului în camera de presare între secţiunile A—A şi B—B. Conform notaţiilor din figura 2, se poate scrie :

$$E_{A-A} = D + \frac{P_A}{\rho g} + \frac{V_a^2}{2g} \qquad (6)$$

$$E_{B-B} = T + \frac{P_B}{\rho g} + \frac{(V_a - V_p)^2}{2g} \qquad (7)$$

unde :

$$V_a = \frac{Q}{K_1 \cdot S} \qquad (8)$$

$$V_a - V_p = \frac{Q}{K_2 \cdot S} \qquad (9)$$

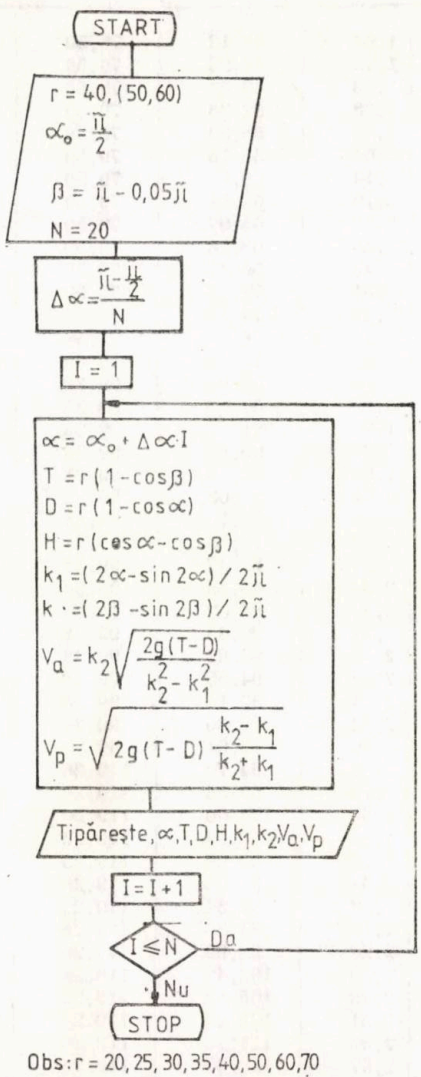
Din egalitatea sarcinilor hidrodinamice ($E_{A-A} = E_{B-B}$) se obţine :

$$V_a^2 = \frac{2gK_2^2(T - D)}{K_2^2 - K_1^2} \qquad (10)$$

Din relaţiile (5) şi (10) se obţin valorile pentru V_a şi V_p, adică :

$$V_a = K_2 \sqrt{\frac{2g(T - D)}{K_2^2 - K_1^2}} \qquad (11)$$

$$V_p = \sqrt{2g(T - D)\frac{K_2 - K_1}{K_2 + K_2}} \qquad (12)$$



Obs: r = 20, 25, 30, 35, 40, 50, 60, 70

Fig. 3. Schema logică pentru determinarea lui V_a, V_p

Pentru calculul lui T, D, K_1, K_2, H folosind notaţiile din figura 2, se utilizează relaţiile:

$$T = r(1 - \cos\beta) \quad (13)$$

$$D = r(1 - \cos\alpha) \quad (14)$$

$$H = r(\cos\alpha - \cos\beta) \quad (15)$$

$$K_1 = \frac{2\alpha - \sin 2\alpha}{2\pi} \quad (16)$$

$$K_2 = \frac{2\beta - \sin 2\beta}{2\pi} \quad (17)$$

Pentru determinarea vitezei critice de deplasare a pistonului se utilizează schema logică din figura 3 (tab.1).

Vitezele inferioare sau superioare vitezei critice, care au fost calculate pentru diverse diametre ale camerei de presare şi diferite grade de umplere, determină o creştere substanţială a cantităţii de fază gazoasă care este cuprinsă în aliajul turnat, cantitate care impune o creştere substanţială a porozităţii pieselor turnate.

Cunoaşterea exactă a gradului de umplere, prin realizarea unei dozări a materialului în limite foarte precise, şi corelaţia cu viteza critică corespunzătoare determină o creştere a ca

Tabelul 1

Rezultatele obţinute în urma rulării pe calculator

R, mm	α	T, mm	D, mm	H, mm	K_1	K_2	V_a, mm/s	V_q, mm/s
0	1	2	3	4	5	6	7	8
40	1,64	43,13	79,50	36,36	0,54	0,99	31,99	14,38
40	1,72	46,25	79,50	33,25	0,59	0,99	31,91	12,77
40	1,80	49,33	79,50	30,16	0,64	0,99	31,93	11,24
40	1,88	52,36	79,50	27,14	0,69	0,99	32,05	9,80
40	1,96	55,30	79,50	24,20	0,73	0,99	32,29	8,45
40	2,04	58,15	79,50	21,34	0,77	0,99	32,66	7,20
40	2,12	60,9	79,50	18,60	0,81	0,99	33,17	6,05
40	2,19	63,51	79,50	15,99	0,85	0,99	33,84	5,00
40	2,27	65,97	79,50	13,52	0,88	0,99	34,70	4,06
40	2,35	68,28	79,50	11,22	0,90	0,99	35,77	3,22
40	2,43	70,41	79,50	9,09	0,93	0,99	37,10	2,48
40	2,51	72,36	79,50	7,14	0,95	0,99	38,74	1,85
40	2,59	74,10	79,50	5,40	0,96	0,99	40,77	1,32
40	2,74	76,95	79,50	2,55	0,98	0,99	46,49	0,54
40	2,90	78,89	79,50	0,61	0,99	0,99	55,85	0,10
50	1,64	53,92	99,38	45,46	0,54	0,99	35,76	16,08
50	1,72	57,82	99,38	41,56	0,59	0,99	35,68	14,28
50	1,80	61,67	99,38	37,71	0,64	0,99	35,70	12,57
50	1,88	65,45	99,38	33,93	0,69	0,99	35,84	10,96
50	1,96	69,13	99,38	30,25	0,73	0,99	36,11	9,45
50	2,04	72,69	99,38	26,68	0,77	0,99	36,52	8,05
50	2,12	76,12	99,38	23,25	0,81	0,99	37,09	6,76
50	2,19	79,38	99,38	19,99	0,85	0,99	37,83	5,59
50	2,27	82,47	99,38	16,91	0,88	0,99	38,79	4,54
50	2,35	85,35	99,38	14,02	0,90	0,99	39,99	3,60
50	2,43	88,02	99,38	11,36	0,93	0,99	41,47	2,78
50	2,51	90,45	99,38	8,93	0,95	0,99	43,31	2,07
50	2,59	92,63	99,38	6,75	0,96	0,99	45,58	1,47
50	2,67	94,55	99,38	4,83	0,97	0,99	48,41	0,98
50	2,74	96,19	99,38	3,19	0,98	0,99	51,97	0,60
50	2,82	97,55	99,38	1,83	0,99	0,99	56,53	0,31
50	2,90	98,61	99,38	0,76	0,99	0,99	62,45	0,12
60	1,64	64,70	119,26	54,55	0,54	0,99	39,18	17,61
50	1,72	69,38	119,26	49,87	0,59	0,99	39,09	15,64
60	1,80	74,00	119,26	45,25	0,64	0,99	39,11	13,77
60	1,88	78,54	119,26	40,72	0,69	0,99	39,26	12,01
60	1,96	82,96	119,26	36,30	0,73	0,99	39,55	10,35
60	2,04	87,23	119,26	32,02	0,77	0,99	40,00	8,82
60	2,12	91,34	119,26	27,91	0,81	0,99	40,63	7,41
60	2,19	95,26	119,26	23,99	0,85	0,99	41,45	6,13
60	2,27	98,96	119,26	20,29	0,88	0,99	42,49	4,97
60	2,35	102,42	119,26	16,83	0,90	0,99	43,81	3,94
60	2,43	105,62	119,26	13,62	0,93	0,99	45,43	3,04
60	2,51	108,54	119,26	10,72	0,95	0,99	47,44	2,27
60	2,59	111,15	119,26	8,10	0,96	0,99	49,93	1,61
60	2,67	113,46	119,26	5,80	0,97	0,99	53,03	1,08

lității pieselor turnate, exprimată prin îmbunătățirea susbtanțială a compactității.

Curgerea aliajelor în sistemele de alimentare

Creșterea complexității geometrice și caracteristicile mecanice ale pieselor turnate sub presiune au impus, în practica industrială, noi sisteme de alimentare, care se deosebesc fundamental de sistemul de alimentare clasic cu canal direct. Canalul direct concentrează fluxul de aliaj pe o anumită porțiune a piesei, iar piesele obținute sînt de importanță redusă. Pentru piesele complicate, profilul curgerii este practic imposibil de determinat și incertitudinea este cu atît mai mare cu cît traiectoria metalului în cavitate este mai mare. Pentru reducerea traiectoriei metalului se utilizează zone de atac lungi. În ultimii ani, studiile efectuate au dus la apariția următoarelor sisteme de alimentare cu zone de atac lungi : sisteme de alimentare cu canale de alimentare în formă de evantai și sisteme de alimentare cu canale de alimentare tangențială și dublu tangențială.

Sisteme de alimentare cu atac în formă de evantai

Aceste sisteme au rolul de a asigura o trecere progresivă de la secțiunea aproximativ pătrată a canalului la atacuri de lungime foarte mare, în comparație cu grosimea. Această trecere trebuie să asigure o curgere stabilă, adică canalul pe toată porțiunea trebuie să fie convergent. Dacă se notează cu $A(x)$ aria secțiunii canalului la distanța x față de intrare, condiția de convergență este asigurată dacă $A'(x) \leqslant 0$ pe întreaga lungime a canalului.

Pentru analiza convergenței canalului în formă de evantai se studiază variația ariei $A(x)$. Folosind notațiile din figura 4, aria $A(x)$ se determină cu relația :

$$A(x) = (a + 2x\mathrm{tg}\beta)b - x\mathrm{tg}\alpha) = -x^2 2\mathrm{tg}\alpha\mathrm{tg}\beta + (2b\mathrm{tg}\beta - a\mathrm{tg}\alpha)x + ab \qquad (18)$$

Cazurile posibile la variația ariei $A(x)$ sînt prezentate în figura 6.

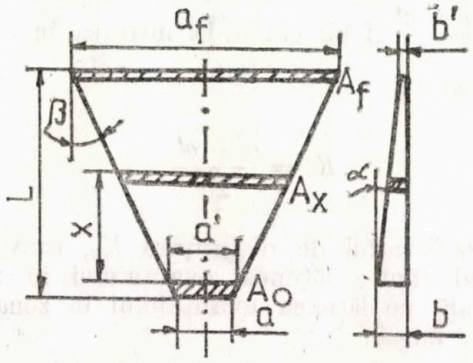


Fig. 4. Schema canalului de alimentare în formă de evantai cu variație liniară a pereților

Din reprezentarea făcută se observă că, în cazul 1, canalul de alimentare nu este convergent pe întreaga secțiune, astfel încît pe porțiunea L_1, canalul este divergent, iar pe porțiunea L_2, canalul de alimentare este convergent. Această situație nu este favorabilă, avînd în vedere faptul că la schimbarea divergenței în convergență au loc schimbări profunde în caracterul curgerii, schimbări care produc aspirație de gaze și o turbionare puternică a fazei lichide. Efectele acestui mod de curgere sînt negative din punct de vedere al calității pieselor turnate, prin diminuarea caracteristicilor mecanice, diminuare care este în strînsă legătură cu porozitatea pieselor, datorată în principal înglobării de fază gazoasă în canalul de alimentare.

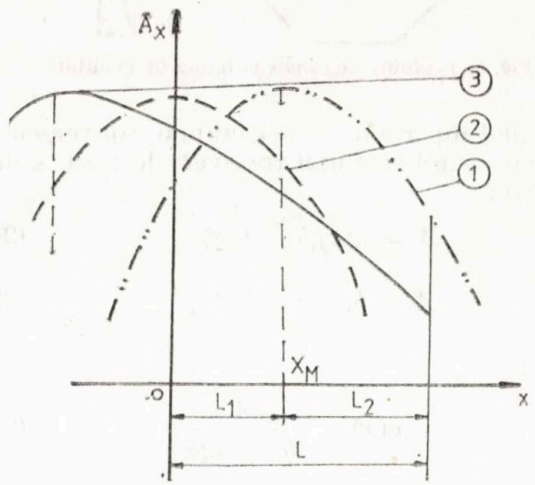


Fig. 5. Situații posibile la reprezentarea grafică a variației ariei secțiunii transversale a canalului de alimentare $A(x)$

Sistemul de alimentare este convergent pe întreaga porțiune a canalului în situațiile *2* și *3*.

Aceste situații sînt posibile atunci cînd maximum este situat la stînga punctului 0, adică $x_M \leqslant 0$.

Prin urmare, condiția de convergență pe întreaga lungime a canalului se exprimă cu relația :

$$\frac{2b\mathrm{tg}\beta - a\mathrm{tg}\alpha}{2\mathrm{tg}\alpha\mathrm{tg}\beta} \leqslant 0 \qquad (19)$$

Cum $2\mathrm{tg}\alpha\mathrm{tg}\beta > 0$ rezultă următoarea formulare a condiției de convergență :

$$\frac{2b}{a} \leqslant \frac{\mathrm{tg}\alpha}{\mathrm{tg}\beta} \qquad (20)$$

Din analiza efectuată, se observă că nu toate canalele de alimentare în formă de evantai, cu variație liniară a pereților, asigură convergența pe întreaga lungime a canalului. În același timp, canalele de această formă, cu atac de lungime

mare, nu îndeplinesc condiția de convergență. Din acest motiv, în lucrarea [2] se propun două tipuri de canale în formă de evantai, cu secțiunea transversală convergentă (fig. 6).

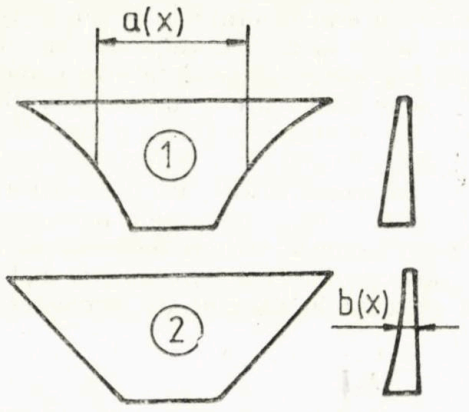


Fig. 6. Profiluri de canale în formă de evantai

Profilul hiperbolic de asigurare a convergenței sau constantei secțiunii transversale rezultă din relațiile:

$$A = a(x)(b - x\mathrm{tg}\alpha) \tag{21}$$

$$A = b(x)(a + 2x\mathrm{tg}\beta) \tag{22}$$

adică:

$$a(x) = \frac{A}{b - x\mathrm{tg}\alpha} \tag{23}$$

$$b(x) = \frac{A}{a + 2x\mathrm{tg}\beta} \tag{24}$$

Forma *1* este preferabilă, din motive de prelucrarea formei *2*. Trasarea și realizarea canalelor hiperbolice de forma *1* sînt operații relativ complexe cu utilaje convenționale. Această formă este realizabilă în condițiile utilizării unor mașini de prelucrare cu comandă program. Din acest motiv, avînd în vedere și dotările generale existente în cadrul sculăriilor, este interesant, din punct de vedere practic, reducerea profilului hiperbolic la o asociere de forme simplu de obținut. Studiul întreprins de Yves Heman, în lucrarea [3], a arătat că este posibilă reducerea hiperbolei la un arc de cerc și două drepte tangente (fig. 7).

Pentru realizarea acestei aproximări este necesară definirea evantaiului prin fixarea următorilor parametri:

— coeficientul de racordare K, care reprezintă raportul dintre aria secțiunii extremității evantaiului A_f și aria secțiunii ataculuui A_a, adică:

$$K = \frac{A_f}{A_a} \tag{25}$$

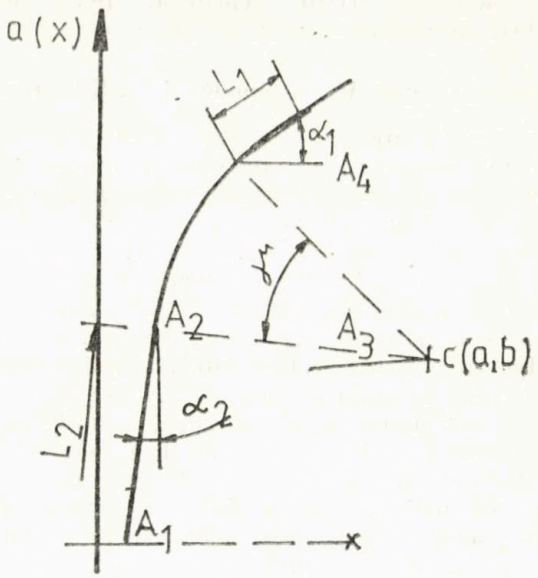


Fig. 7. Schema de reducere a profilului hiperbolic al canalului în formă de evantai

Cum lungimea ataculuui coincide cu lungimea părții finale a evantaiului, coeficientul de racordare se poate calcula cu relația:

$$K = \frac{h_f}{h_a} \tag{26}$$

unde:

h_f este adîncimea canalului în formă de evantai în partea finală;

h_a — adîncimea ataculuui;

— coeficientul de convergență K_c, care se calculează ca fiind raportul dintre secțiunea de intrare în evantai A_0 și secțiunea finală la ieșirea din evantai A_f, adică:

$$K_c = \frac{A_0}{A_f} \tag{27}$$

— coeficientul de profil la intrarea în evantai K_i se calculează ca fiind raportul dintre lățimea medie $\frac{a + a'}{2}$ și adîncimea la intrarea în evantai b, adică:

$$K_i = \frac{a + a'}{2b} \tag{28}$$

— coeficientul de distanțare K_d, care este raportul dintre lățimea evantaiului în zona terminală pe lățimea evantaiului în zona de intrare, adică:

$$K_d = \frac{a_f}{a} \tag{29}$$

— lungimea evantaiului L.

Notaţiile din relaţiile 25—29 sînt în conformitate cu cele prezentate în figura 4.

Aparent, atacurile în evantai sînt simple, dar la o analiză mai atentă ele sînt forme parametrice complexe. În această parte a articolului s-a precizat influenţa diferiţilor parametri asupra construcţiei canalului în formă de evantai, fără a fi, însă, un studiu exhaustiv asupra interacţiunii parametrilor amintiţi.

Sisteme de alimentare cu canale cu atac tangenţial

Canalele cu secţiune descrescătoare cu atac tangenţial (fig. 8) se utilizează pentru alimentarea pieselor turnate din aliaje pe bază de zinc, cu zone de atac lungi şi subţiri. Studii deosebit de valoroase [1], [5] au fost efectuate de către A. J. Davis şi T. H. Siauw. Caracterizarea geometrică a canalului cu secţiune descrescătoare şi atac tangenţial se face prin următoarele elemente:

— raportul secţiunii canalului:

$$\frac{A_0}{A_a} = \frac{\text{secţiunea de intrare în canal}}{\text{secţiunea atacului}};$$

— raportul de masivitate:

$$\frac{A_0}{L_c} = \frac{\text{secţiunea de intrare în canal}}{\text{lungimea canalului}};$$

— raportul de convergenţă:

$$\frac{A_0}{A_f} = \frac{\text{secţiunea de intrare în canal}}{\text{secţiunea finală a canalului}}$$

Curgerea în canalele tangenţiale descrescăoare cuprinde două etape: perioada umplerii canalului (etapa de curgere nestabilizată) şi perioada curgerii în canalul plin (etapa curgerii stabilizate).

Curgerea aliajului în perioada stabilizată este caracterizată prin următorii parametri: timpul necesar umplerii canalului; cantitatea totală de metal care se scurge prin canal în perioada umplerii canalului; distribuţia vitezei în atac în timpul umplerii canalului; viteza frontului de metal în canal.

Curgerea aliajului în perioada umplerii canalului. Curgerea aliajului în perioada instabilă cuprinde: relaţia dintre presiunea de intrare în canal şi debitul de metal, distribuţia vitezei în atac şi respectiv valoarea unghiului vectorului viteză în fiecare punct al canalului. În vederea modelării matematice a curgerii aliajului, în această perioadă, canalul tangenţial se divide în n elemente (fig. 11).

Se presupune că fluxul de metal umple simultan n cavităţi distincte, prin n atacuri simultane. Ecuaţia continuităţii, între elementele i şi $i+1$, se exprimă prin relaţia:

$$U_i \cdot A_i = U_{i+1} \cdot A_{i+1} + U_{ni} \cdot A_{ni} \qquad (30)$$

unde:

U_i, U_{i+1} sînt vitezele de curgere după axa canalului la intrarea în secţiunile A_i şi A_{i+1};

U_{ni} — viteza în atac în secţiunea A_{ni}, după direcţia normalei pe acesta.

Aplicînd ecuaţia lui Bernoulli între elementele i şi $i+1$ se obţine relaţia:

$$\frac{1}{Cd^2}(U^2_{ni+1} - U^2_{ni}) + \frac{1}{Cd^2}(U^2_{i+1} - U^2_i) + \frac{4f \cdot}{de_{i+1}} U^2_{i+1} = 0 \qquad (31)$$

în care:

$\frac{4f \cdot}{de_{i+1}} \cdot U^2_{i+1}$ reprezintă pierderile dinamice datorate frecării în lungul canalului elementar între nodurile i şi $i+1$;

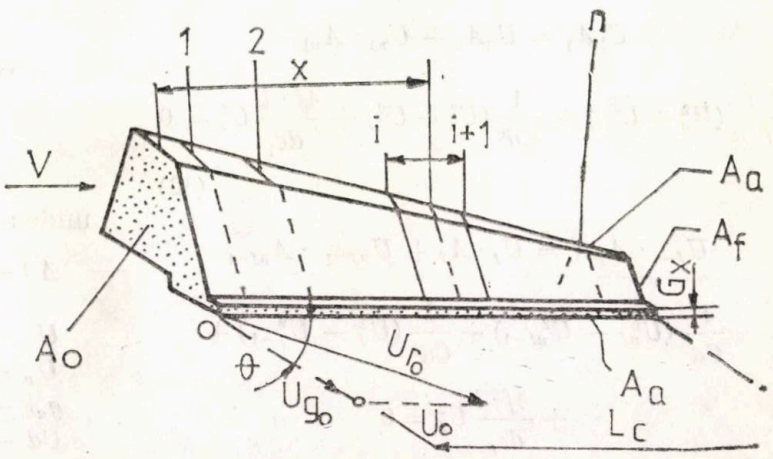


Fig. 8. Schema canalului de alimentare cu secţiune descrescătoare şi atac tangenţial

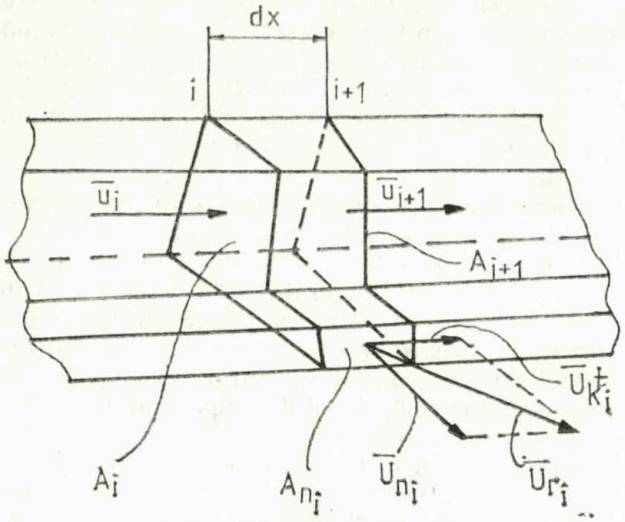


Fig. 9. Schema de calcul pentru determinarea parametrilor de curgere în canalul tangențial

de_{i+1} — diametrul echivalent al nodului $i+1$ $\left(de_{i+1} = \frac{4A}{p}\right.$; A — aria secțiunii canalului, p — perimetrul canalului$\left.\right)$;

f — coeficientul de frecare (pentru alegerea coeficientului se utilizează diagrama lui Moody [10]);

Cd — coeficientul de debit al ataculuí.

Ecuațiile (30) și (31) se aplică pentru fiecare element al canalului. Considerînd n_f elemente umplute ($n_f < n$) și folosind relațiile amintite se obține următorul sistem:

$$U_0 A_0 = U_1 A_1 + U_{n0} \cdot A_{n0}$$

$$\frac{1}{Cd^2}(U_{n1}^2 - U_{n0}^2) + \frac{1}{Cd^2}(U_1^2 - U_0^2) +$$

$$+ \frac{4f \cdot l}{de_0} \cdot U_1^2 = 0$$

$$U_1 A_1 = U_2 A_2 + U_{n1} \cdot A_{n1}$$

$$\frac{1}{Cd^2}(U_n^2 - U_{n1}^2) + \frac{1}{Cd^2}(U_2^2 - U_1^2) + \frac{4f \cdot l}{de_1} U_2^2 = 0 \qquad (32)$$

$$U_{f-1} \cdot A_{f-1} = U_f \cdot A_f + U_{nf-1} \cdot A_{nf-1}$$

$$\frac{1}{Cd^2}(U_{nf}^2 - U_{nf-1}^2) + \frac{1}{Cd^2}(U_f^2 - U_{f-1}^2) +$$

$$+ \frac{4f \cdot l}{de_f} U_f^2 = 0$$

Sistemul de ecuații liniare (32) se rezolvă prin metoda Newton-Raphson. Mulțimea necunoscutelor U_0, U_{n0}, U_1, U_{n1}, U_2, $U_{n2} - U_f$, U_{nf} se scrie ca un vector de dimensiune f, adică:

$$U = U_0, U_{n0}, U_1, U_{n1} - U_f, U_{nf} \qquad (33)$$

Sistemul ecuațiilor (32), în care ecuațiile se vor nota cu f_0, f_{01}, f_1, $f_{11} - f_f$, f_{ff}, se scrie ca un vector matriceal de forma:

$$F^T = f_0, f_{0\cdot1}, f_1, f_{1\cdot1} - f_f, f_{f\cdot f} \qquad (34)$$

Prin urmare, sistemul (32) se mai poate scrie sub forma matriceală următoare:

$$F \cdot U = 0 \qquad (35)$$

Soluția exactă a problemei se determină cu relația:

$$U^{p+1} = U^{(p)} - W^{-1}(U^{(p)}) F(U^{(p)})$$

unde:

$U^{(p)}$ este soluția de aproximare a problemei (poate să fie aleasă);

$U^{(p+1)}$ — soluția exactă a problemei.

$$\frac{\partial f_0}{U_0} \frac{\partial f_0}{a_0}, \frac{\partial f_0}{U_1} \cdots \frac{\partial f_0}{n_f}$$

$$W(U^{(p)}) = \frac{\partial f_{0\cdot0}}{U_0} \frac{\partial f_{0\cdot0}}{n_0} \frac{\partial f_{0\cdot0}}{U_1} \cdots \frac{\partial f_{0\cdot0}}{n_f}$$

$$\frac{\partial f_{ff}}{\partial U_0} \frac{\partial f_{ff}}{\partial U_0} \frac{\partial f_{ff}}{\partial U_1} \cdots \frac{\partial f_{ff}}{\partial n_f} \qquad (36)$$

Curgerea aliajului în faza stabilizată. Ecuațiile diferențiale care reprezintă curgerea aliajului în canalele tangențiale în faza stabilizată sînt:

— ecuația continuității:

$$\frac{d(A \cdot u)}{dx} + g_{at} \cdot U_n = 0 \qquad (37)$$

— ecuația conservării energiei:

$$\frac{1}{Cd^2} \cdot \frac{d}{dx}(U^2 + U_n^2) + \frac{4f}{d_e} U^2 = 0 \qquad (38)$$

unde:

A — $A(x)$ este secțiunea transversală a canalului;

U — viteza după axa canalului;

U_n — viteza normală pe canal;

g_{at} — grosimea ataculuí canalului;

Cd — coeficientul de debit al ataculuí.

Funcţia reprezentînd variaţia secţiunii transversale în lungul canalului va fi:

$$A = (1 - Kx)A_0$$

în care:

$$K = \frac{2(\sqrt{A_0} - \sqrt{A_f})}{\sqrt{A_0} \cdot L} \tag{39}$$

Exprimînd pe U_n din relaţia (37) şi înlocuind în relaţia (38) se obţine:

$$\frac{1}{Cd^2} 2U \cdot U' + \frac{1}{g_{at}} (2AA'U'^2 + 2AU^2 + 4A'^2UU' +$$

$$+ 2AA'U^2 + 2AA'UU'') + \frac{4f}{d_e} U^2 = 0. \tag{40}$$

Notînd cu $U' = v$, $v' = f(x,U,v)$ şi ţinînd seamă că $A' = -2K(1 - Kx)A_0$; $A'' = 2K^2A_0$; $d_e = (1 - Kx)A_0$ se obţine următoarea funcţie:

$$f(x,U,v) = \frac{2K(1-Kx)A_0^2 + 2(1-Kx)^2 - 3K(1-Kx)Uv + K^2U^2 - Ugv}{A_0^2(1 - Kx)^3 + (1 - Kx)v - 2KU} -$$

$$- \frac{2f_g \cdot Cd^2 \cdot U^2}{(1 - Kx)^4 \cdot A^{5/2} + (1 - Kx)v - 2KU} \tag{41}$$

Pentru rezolvarea ecuaţiei diferenţiale (41) se utilizează metoda Runge-Kutta; conform acestei metode se va scrie:

$$U_{i+1} = U_i + \frac{1}{6} (K_1 + K_2K_3) + h \cdot v_i \tag{42}$$

$$v_{i+1} = v_i + \frac{1}{6} (K_1 + 2K_2 + K_3 + K_4) \tag{43}$$

în care:

$$K_1 = hf(x_i, U_i, v_i) \tag{44}$$

$$K_2 = hf\left(x_i + \frac{h}{2}, U_i + \frac{h}{2} v_i, v_i + \frac{h}{2}\right) \tag{45}$$

$$K_3 = hf\left(x_i + \frac{h}{2}, U_i + \frac{h}{2} v_i + \frac{h}{4}, v_i + \frac{K_2}{2}\right) \tag{46}$$

$$K_4 = hf\left(x_i + h; U_i + hv_i + \frac{h}{2}, v_i + k_3\right). \tag{47}$$

După determinarea valorilor lui U se determină şi valorile lui U_n.

Viteza rezultantă se calculează cu relaţia:

$$U_{ri} = \sqrt{U_i^2 + U_{ni}^2} \tag{48}$$

Unghiul faţă de normala la atac se calculează cu relaţia:

$$\theta = \text{arctg} \frac{U_i}{U_m}. \tag{49}$$

Utilizînd relaţiile de calcul, prin realizarea unui program pe calculator, în condiţiile în care $L = 400$ mm, $U_0 = 50$ m/s, $A_0 = 20$ mm^2, $A_f = 4$ mm^2, $g_{at} = 1$ mm, se obţin curbele de variaţie a vitezelor în atac, conform graficului de variaţie a vitezelor în atac (fig. 10).

Cunoaşterea variaţiei vitezelor în atac la intrarea în cavitate este utilă pentru a avea o imagine a înaintării frontului de aliaj, cu scopul evitării fenomenelor de înglobare a fazei gazoase.

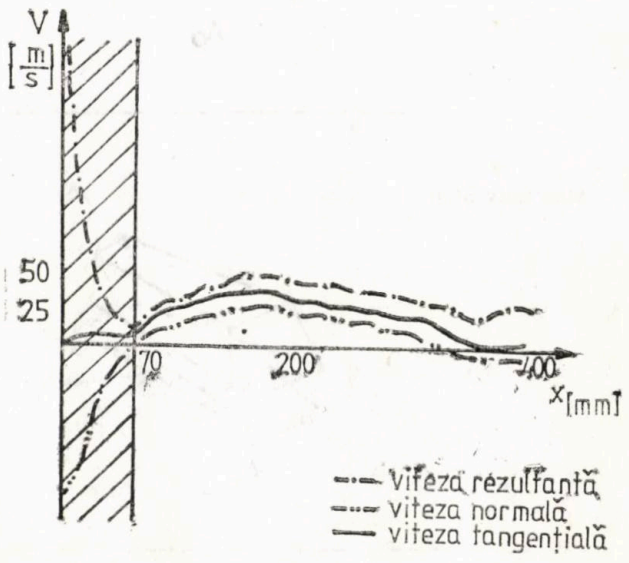
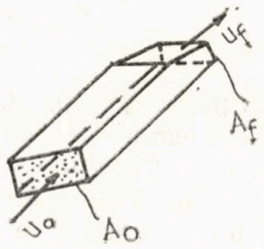
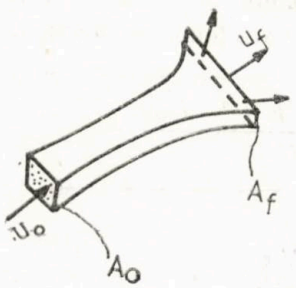
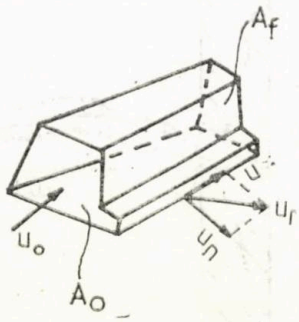
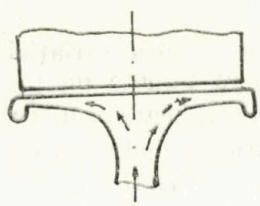


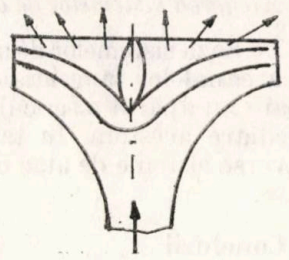
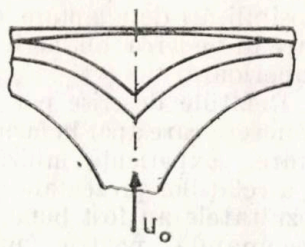
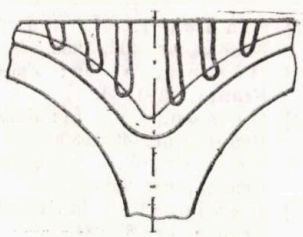
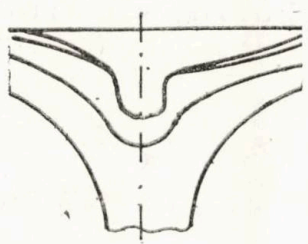
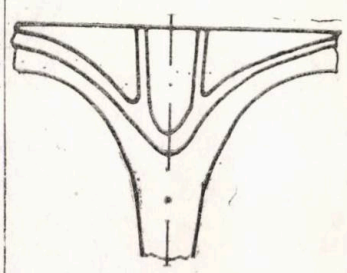
Fig. 10. Variaţia vitezelor aliajului în atac, pe lungimea canalului de alimentare

Din analiza variaţiei unghiului θ (fig. 11) se observă puncte de pseudodiscontinuitate, care pot fi explicate prin aceea că, la intrarea în canal, frontul de metal nu este stabilizat din punct de vedere al continuităţii, iar la capătul canalului apare fenomenul de recul care perturbă direcţia de curgere a aliajului.

Sisteme de atac

Denumirea atacului	Schiţa atacului	Caracterizarea atacului	Domeniul de utilizare
Atac direct		Viteza mijlocie se calculează prin ecuaţia de continuitate: $\frac{U_0}{U_f} = \frac{A_f}{A_0}$	Se utilizează la o complexitate redusă, fără prescripţii deosebite
Atac în evantai		Ecuaţia continuităţii se aplică pentru calculul vitezei centrale; o parte din fluxul de metal îşi schimbă direcţia; prin urmare, există o componentă a vitezei paralelă cu atacul.	Se utilizează în cazul în care este necesară o alimentare pe toată lungimea cavităţii sau pe o porţiune importantă din aceasta.
Atac tangenţial		Atacul este tangenţial pe lungimea canalului, a cărui secţiune transversală este descrescătoare în direcţia de curgere a metalului. Se reduce traseul metalului în cavitate.	Se utilizează în cazul pieselor foarte subţiri cu suprafaţă mare în planul de separaţie.
Atac tangenţial dublu		Se reduce traiectoria metalului în cavitate. Metalul este deviat cu 90° înainte de a ajunge în canalele tangenţiale. Direcţia de curgere suferă o nouă schimbare cînd metalul trece prin atac.	Se utilizează la turnarea pieselor foarte subţiri.

(continuare tab. 2)

1	2	3	4
Atac tangențial dublu cu variația continuă a curburii de racordare		Forma evită schimbarea bruscă a direcției de curgere și reduce distanța parcursă de metal în zona centrală delta.	Se utilizează la piese de grosime mijlocie.
Atac tangențial dublu cu despicător în zona centrală		Se reduce răcirea metalului în cavitate prin creșterea compactității fluxului de metal.	Piese mai groase de aluminiu.
Atac tangențial dublu, multidirecțional		Se realizează o curgere divergentă și se reduce răcirea metalului în cavitate.	Se aplică la piesele mai groase de aluminiu.
Atac dublu tangențial cu atac central în evantai de mare dimensiune		Se asigură un debit important în lungul axei centrale.	Se utilizează la canalele tangențiale care au o rază mare de curbură.
Atac dublu tangențial cu atac central în evantai de dimensiuni reduse		Se asigură un debit bine dirijat în lungul axei centrale.	Se utilizează la piese care necesită, prin forma lor, un debit important și bine dirijat în lungul axei centrale.

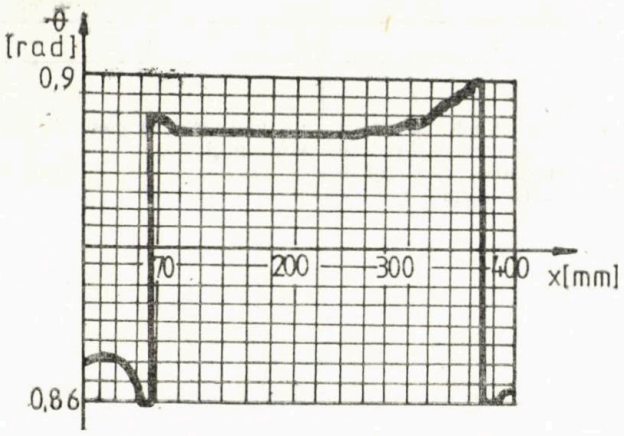


Fig. 11. Variația unghiului pe lungimea canalului

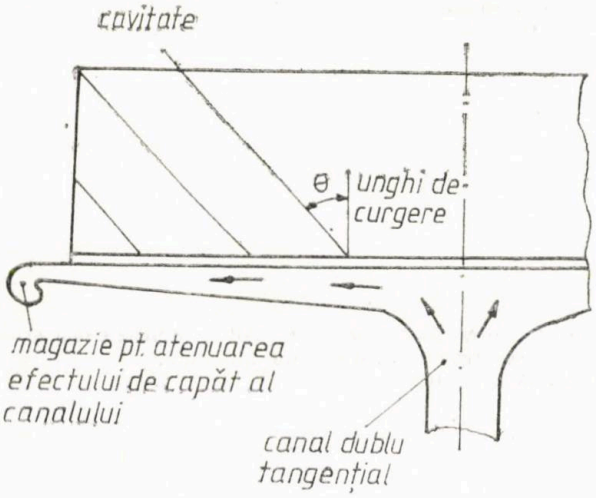


Fig. 12. Construcția canalului de alimentare dublu tangențial

Ținînd seamă de fenomenele constante, canalele de alimentare dublu tangențiale clasice (fig. 12) se realizează la extremitatea opusă intrării cu o cameră compensativă, pentru a evita fenomenul de recul cu perturbarea frontului de aliaj la intrarea în cavitate.

Alegerea sistemelor de atac

Pe baza sistemelor de atac în formă de evantai și a canalelor tangențiale cu secțiune descrescătoare au apărut o serie de sisteme de atac intermediare acestora. În tabelul 2 sînt prezentate diverse sisteme de atac cu domeniul lor de utilizare.

Concluzii

Prezentarea generală a noilor sisteme de atac s-a făcut cu scopul de a oferi proiectanților noi posibilități de adaptare a sistemului de alimentare în vederea obținerii pieselor de o calitate superioară.

Relațiile descrise pot fi utilizate în cazurile concrete care apar în faza de proiectare și exploatare. Experiența utilizării sistemelor descrise și a relațiilor prezentate permite să se afirme că rezultatele au fost bune, motiv pentru care se recomandă pentru utlizarea acestora în practică

BIBLIOGRAFIE

[1] Siauw, T. H., Davis, A. I. În: Fonderie, Franța, nr. 403, 1980.
[2] Hémon, Y. În: Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui, Franța, 39/1984.
[3] Hémon, Y. În: Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 42/1985.
[4] Garber, W. L. În: Fonderie—Fondeur d'aujourd'hui Franța, nr. 24/1983.
[5] Davis, A. I. În: Fonderie—Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 8/1981.
[6] Zirbo, Gh., Soporan, V. În: Buletin științific I.P.C.—N., Seria Chimie—Metalurgie, nr. 26/1983; nr. 29—30, 1986—1987.
[7] Takach, B. În: Ontöde, Ungaria, nr. 1—2, 1982.
[8] Davis, A. I. În: Fonderie, Franța, nr. 398, 1980.

ORSZÁGOS MŰSZAKI KÖNYVTÁR

METALEXPORTIMPORT

BUCAREST – ROUMANIE

21–25, RUE MENDELEEV, TELEPHONE

620. 651 LIGNE INTERNATIONALE

TELEX 11515

ICE METALEXPORTIMPORT EXPORTE:

● Tôle et bande en aluminium
Qualité : 99,5% $AlMg_3$ cf. DIN
–AA 110, AA 3003, AA 5052 conf. AA 84
— d' autres qualités disponibles. Epaisseur : 0,2–3mm
Largeur de la bande : 75–1500mm
Dimensions de la tôle :
1000×2000 mm, 1250×2500 mm, 1500 × 3000 mm, 3'×6'×8' et d'autres dimensions convenues.

● Tôle et bandes, stucco, diamond, tôles et bandes plates.

● Feuilles d'aluminium
Qualité : 99,0, 99,5%, AA 3003
Epaisseur : 9—200 microns
Largeur : 75—1000mm
Utilisation finale : industrie alimentaire, pharmarcie, industrie ménagère, installations hydrauliques etc.

● Profilés extrudés en aluminium. **Qualité : AlMgSi, AA 0663, AA 7075 de comun acord aussi d'autre qualités disponibles.**

Utilisation finale : bâtiment, industrie, portes et fenêtres.

L'usine SLATINA produit également rondelles, disques, et câbles en aluminium.

— Tôle forte, inclusivement tôle pour navires et virole de chaudière
— Tôle et bande laminée à froid
— Bande laminée à chaud
— Tôle et bande zinguée
— Tôle pour dynamo
— Fer à béton et fil laminé
— Barres laminées à chaud
— Profilés U et profilés I
— Barres étireés
— Profilés formés à froid
— Tubes en acier sans soudure
— Tubes conduite, descentes et tubes de production
— Tubes soudés noirs et zingués
— Fil étiré
— Electrodes de soudure
— Clous
— Cable métallique
— Chaînes industrielles
— Câbles de traction

STUDII · PROIECTE · CONSULTING
ASISTENTA TEHNICA
PENTRU INDUSTRIA METALURGICA

IPROMET
IPROMET

vă oferă

STUDII SI PROIECTE PENTRU :
MODERNIZARI TEHNOLOGICE
CONSTRUCTII ADMINISTRATIVE,
SOCIAL-CULTURALE
LOCUINTE
EXPOZITII, RECLAME

INSTITUTUL DE INGINERIE TEHNOLOGICA SI PROIECTARE
PENTRU INDUSTRIA METALURGICA

B-DUL CONSTRUCTORILOR 20, BUCURESTI 79 649
TELEFON 17 50 59, 17 32 65 - TELEX 11 244

E 3280

METALURGIA

REFERÁLVA

KOH

R 1991 -01- 02

4

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XLII • NR. 4 • APRILIE 1990

INTREPRINDEREA

PRODUCE:

CARBOCHIM CLUJ
CLUJ-NAPOCA
Piata 1Mai nr.3
Telex: 31364 Tel. 32047

ABRAZIVI PE SUPORT PENTRU SLEFUIREA TUTUROR TIPURILOR DE MATERIALE

Foi (coli)

Discuri

Rulouri

Benzi fără sfîrșit

Benzi fără sfîrșit secționate

Discuri lamelare spintecate

PROSPECTUL DE PREZENTARE A GAMEI SORTIMENTALE DE ABRAZIVI PE SUPORT SE POATE OBTINE CONTRA COMANDA FERMA DE LA I. CARBOCHIM (CABINETUL TEHNIC)
LA CERERE SE LIVREAZA SI CODUL CARBOCHIM SI CODUL NURP AL SORTIMENTELOR INDICATE

EXPORTATOR

MINERALIMPORTEXPORT ROMANIA

MINERALIMPORTEXPORT

BUCURESTI 70033 Bd. Republicii nr. 16
Tel 139167 Telex 118736 ROMANIA

1991 JAN 17

METALURGIA

Anul 42 Nr. 4 Aprilie 1990

CUPRINS

Matei, Fl., Stănescu, C., Dumitrescu, C. și Vlasie, N.: **Contribuții privind obținerea unor smoale mezofazice** 157

Crețu, Maria, Răileanu, C. și Popescu, T.: **Noi aspecte tehnice în domeniul cercetării etaloanelor pentru determinarea gazelor din oțel** 161

Anghelina, D.: **Controlul conținutului de azot la elaborarea oțelurilor inoxidabile** 163

Damian, Liuba, Boneanu, F., Poșircă, I., Jurubiță, Silvia și Ștefănescu, I.: **Creșterea rezistenței la coroziune în medii cu H_2S a oțeluui G52/28 prin piritizare** 167

Florian, E., Cojocaru, M. și Ciucă, S. și Geamănu, C.: **Particularități ale transferului de căldură și de masă la nitrurarea în gaz și plasmă** 174

Moldovan, P. și Murgulescu, Rodica: **Cercetări privind evoluția solubilității oxigenului și morfologiei oxidului cupros pe fluxul industrial de rafinare ltermică a cuprului blister** 179

Alexandru, I., Coman, Gh., Baciu, C., Bulancea, V. și Munteanu, C.: **Metodă și instalație pentru obținerea linei din plumb pentru instalații termonucleare** . . . 182

Szöcs, Ecaterina, Szöcs, Șt., Papp, J., Giurgea, Felicia și Marton, L.: **Încercări privind fontele albe înalt aliate rezistente la uzură** 185

Munteanu, Al.: **Considerații privind cinetica procesului de grafitizarea Fgn perlitice la temperaturi suberitice** 190

Biriș, I.. Zirbo, Gh., Sas,. Gh, Soporan, V. și Lehene, T.: **Reducerea consumului de energie la cuptoarele electrice cu arc prin încălzirea suplimentară cu oxicombustibil** 197

Oniga, C., Lupșan, H., Iancău, N., Popa, V., Duma, I. și Popa, O.: **Asimilarea turnării cilindrilor de laminor de tip Pilger din marca T30MoCrNi14** 201

Manda, M., Winckelbauer, Greta și Ciucă, S.: **Comunicația miero—SPOT cu aplicație în supravegherea cu calculator electronic a procesului de elaborare a feroaliajelor** 205

Revista revistelor 184, 200, 204

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI
Redactor: ELENA PÂRVU
Tehnoredactor: MARIETA RUBȚOV

„UNIVERSUL" — c. 2060 Lei 15

CONTENTS

DC : 662.749.38

Matei, Fl., Stănescu, C., Dumitrescu, C. and Vlasie, N. : **Contributions to mesophasic pitch**

The paper comparatively presents the heat treatment behaviour of coke by-products (anthracene oil and coal tar), which is different because of the α fraction content, limited to 2 %.

The authors discuss the dependence relationship between the mesophasic size and content in the pitch thus obtained, according to the primary α fraction ratio and to the heat treatment.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 157—160

DC : 669.785.669.14

Creţu, Maria, Răileanu, C. and Popescu, T. : **New technical aspects of steel standard samples for gases**

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 161—162

DC : 669.14.018.8 : 661.98

Anghelina, D. : **The control of nitrogen content in stainless steelmaking**

The paper presents the factors which determine the nitrogen content in stainless steels, as well as the interaction processes when disolving and removing nitrogen.

The author presents the results of the statistic processing of a great number of heats, while pointing out the influence of the typical parameters for the VOD steelmaking control. The author shows the experimental determinations of the nitrogen removal degree and its content variation during the vacuum treatment.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 163—166

DC : 620.193

Damian, Liuba, Boneanu, F., Poşireă, I., Jurubiţă, Silvia and Ştefănescu, I. : **The increase of G52/28 steel corrosion strength in H_2S media by pyrite treatment**

The paper intends to establish the passivation efficiency of G 52/28 steel by a controlled attack of H_2S water solution. This kind of steel is used for equipments working in H_2S water media.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 167—173

DC : 621.785.53

Florian, C., Cojocaru, M., Geamănu, C. and Ciucă, S. : **The typical aspects of the heat and mass transfer during the gas and plasma nitriding**

On the basis of the typical characteristics of the mass and heat transfer processes during gas and plasma nitriding, the authors point out the existence of the same adsorbtion and diffusion mechanisms, irrespective of the active medium to be used. The differences between the two nitriding processes are determined only by the energy state of the electrons which leaves the metal surface and which positively or negatively ionize the N_mH_n radicals. In this state, these radicals are adsobed at the metal surface (catalyst) and scattered, while nitrogen scatters inside the product and hydrogen scatters in the cementing medium.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 174—178

DC : 546. 56—12

Moldovan, P. and Murgulescu, Rodica : **Researches on the evolution of oxygen solubility and of cuprous oxide in the industrial flow of blister copper heat refining**

The paper presents the results of the researches at the industrial scale concerning the oxygen solubility, as well as the evolution of the cuprous oxide morphology, during the oxidizing refining of the blister copper.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 179—181

DC : 637.62 : 669.4

Alexandru, I., Coman, Gh., Baciu, C., Bulancea, V. and Munteanu, C : **A method and an installation for the manufacturing of lead wool for thermonuclear centrals**

The paper presents an original method of manufacturing the lead wool necessary for radiation protection in nuclear centrals.

The device presented allows the very long thin lead thread manufacturing with constant section.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 182—184

DC : 669.131. 2

Szöcs, Ecaterina, Szöcs, Şt., Papp, J., Giurgea, Felicia and Marton, L. : **Tests on wear resistant low alloy white cast iron**

The paper deals with the influence of elements on the microstructure, resilience and wear resistance of Ce—Mo—V low alloy cast iron. 51—18 % C, 0,1—0,6 % Mo, 0,2—0,3 % V alloy cast iron ensures a 28 g/t cement consumption, after 15000 h operation with 0,3 % debris for crusher balls used in clinker.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 185—189

DC : 669.131.622

Munteanu, Al. : **Considerations on the kinetics of the graphitization process of perlitic nodular graphite cast iron at subcritical temperatures**

The author begins by determining the solid state transformation temperature in the critical points and the optimum graphitization range for perlitic nodular graphite cast iron at subcritical temperatures.

The author intends to determine the global kinetic indexes of graphitization at subcritical temperatures for an initially perlitic metal mass, as well as for an initially martensitic mass.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 190—196

DC : 669.161.18 : 669.041.38

Biriş, I., Zirbo, Gh., Sas, Gh., Soporan, V. and Lehene, T. : **The decrease of energy consumption in electric arc by additional oxyfuel heating**

The additional oxyfuel heating in the first part of the smelting period of the solid heat in electric arc furnaces is a very efficient method from the thermal point of view, due to several technical and economic advantages among which productivity growth and the energy rate reduction are the most important.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 197—200

Oniga, C., Lupşan, H., Iancău, N., Popa, V., Duma, I. and Popa, O : **The assimilation of Pilger rolling rolls casted from T30MoCrNi14 steelgrade**

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 201—204

DC : 681.3

Manda ,M., Winckelbauer, Greta and Ciucă, S.: **Microspot communication for computer control of the ferroalloy steelmaking process**

The use of SPOT—83 control and management system for industrial processes and that of micro—SPOT communication for the ferroalloy making process in an efficient method of turning to good account the raw materials with a view to decreasing the energy consumption, thus allowing to speed up the decision making process.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 205—207

INHALT

DK : 662.749.38

Matei, Fl., Stănescu, C., Dumitrescu, C., Vlasie, N. : **Beiträge zur Herstellung einiger mesophasischen Peche**

Die Arbeit spiegelt, vergleichsweise, das Verhalten während der Wärmebehandlung einiger kokschemischen Unterprodukte (Anthrazenöl und Steinkohlenteer) wieder. Es handelt sich um ein differenziertes Verhalten, das durch einen Fraktionsgehalt, das von Mengen die kleiner als 2 % sind, begrenzt ist.

Es wird auf der Abhängigkeit der Grösse und des Gehaltes in der Mesophase, der hergestellten Peche, bedingt vom Anteil der primären α Fraktion und von der Wärmebehandlung, hingewiesen.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 157–160

DK : 669 : 785.669.14

Crețu, Maria, Răileanu, C. und Popescu, T. : **Neue technische Ansichten im Bereich der Erforschung der Standarde für Gasen aus den Stahl**

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 161–162

DK : 669.14.018.8 : 661.98

Anghelina, D. : **Kontrolle des Stickstoffinhalts bei der Herstellung von nichtrostenden Stählen**

Die Arbeit deutet auf den Faktoren die den Stickstoffinhalt aus den nichtrostenden Stählen bestimmen und auf die Wechselwirkungsprozesse die bei der Auflösung oder Austreibung des Stickstoffs stattfinden, hin.

Es werden die Ergebnisse der statistischen Verarbeitung die an einer grossen Anzahl von Schmelzen festgesetzt wurden, dargestellt, indem spezielerweise auf den Einfluss der kennzeichnenden Parameter der Steuerung des Herstellungsprozesses mittels des VOD-Verfahrens Nachdruck gelegt wird. Es werden einige experimentelle Bestimmungen betreffs des Austreibungsgrades des Stickstoffs und dessen Schwankungen während der Vakuumbehandlung dargestellt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 163–166

DK : 620.193

Damian, Liuba, Boneanu, F., Poșircă, I., Jurubiță, Silvia, Ștefănescu, I. : **Verbesserung des Korrosionswiderstands in H_2O–Medien des G 52/28–Stahles durch Pyririsierung**

Die Arbeit hat als Ziel die Festlegung der Wirksamkeit der Passivierung durch kontrollierten Angriff von wässerigen Hydrogensulfidlösungen des G 52/28-Stahles, das beim Bauen der Einrichtungen für wässerigen H_2S-Medien eingesetzt wird.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 167–173

DK : 621.785.53

Florian, E., Cojocaru, M., Geamănu, C. und Ciucă, S. : **Eigentümlichkeiten des Wärme – und Massenübergangs bei der Stickstoffhärtung der Gasen und der Plasma**

Ausgehend von den spezifischen Eigenschaften der Masse – Wärmeübergangsprozesse die bei der Stickstoffhärtung der Gasen und der Plasma stattfinden, besprechen die Autoren einige Adsorbtions – und Diffusionsmechanismen, abgesehen von den aktiv eingesetzten Medium. Die Unterschiede zwischen den zwei Stickstoffhärtungsprozesse sind qualitativ nur vom energetischen Zustand der Elektronen die die metallische Oberfläche verlassen und die positiv oder negativ die N_mH_n– artige Radikale ionisieren abhängig. In diesem Zustand werden sie bei der Oberfläche des Metalls (Katalysators) adsorbiert und dissoziiert, die Stickstoffatome diffundieren im Produktintervall und der Wasserstoff wird vom Zementierungsmedium desorbiert.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 174–178

DK : 546.56–12

Moldovan, P. und Murgulescu, Rodica: **Erforschungen angesichts der Evolution der Löslichkeit des Sauerstoffs und der Morphologie des Kupferoxyduls während des technologischen Flusses der thermischen Raffination des Blister-Kupfers**

In der vorliegenden Arbeit werden die Ergebnisse der Erforschungen die in industrieller Phase durchgeführt wurden, sowie die Entwicklung der Morphologie des Kupferoxyduls, während der oxydativen Raffination des Blister-Kupfers, dargestellt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 179–181

DK : 637.62 : 669.4

Alexandru, I., Coman, Gh., Baciu, C., Bulancea, V., Munteanu, C. : **Methode und Anlage vorgesehen für die Herstellung der Bleiwolle für thermonukleare Anlagen**

Die Arbeit bestätigt eine originelle Methode für die Herstellung der Bleiwolle, die für den Schutz gegen den aus den Kernkraftwerken resultierenden Ausstrahlungen vorgesehen ist. Die Anlage ermöglicht das Walzen auf einer ebenen Oberfläche, einer metallischen Scheibe eines dünnen Bleifadens mit einer grossen Länge und einen konstanten Querschnitt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 182–184

DK : 669.131. 2

Szöes, Ecaterina, Szöes, Șt., Papp, J., Giurgea, Felicia und Marton, L. : **Einige Untersuchungen an hochlegiertes verschleissfestes Weisseisen**

Die Arbeit behandelt die Einwirkung der Elemente auf der Mikrostruktur, der Kerbschlagzähigkeit und der Verschleissfestigkeit des hochlegierten Cr–Mo– V Weisseisens. Das mit 15–18 % Cr, 0,1–0,6 % Mo, 0,2–0,3 % legiertes Roheisen, das in der Pfanne modifiziert wurde, sichert, bei Mahlanlagen für Klinkern, einen Verbrauch von 28 g/t Zement nach 15.000 Betriebsstunden, mit 0,3 % Brüche.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 185–189

DK : 669.131.622

Munteanu, Al. : **Betrachtungen angesichts der Kinetik des Graphitierungsprozesses des perlitischen Kugelgraphitgusseisens bei unterkritischen Temperaturen**

In der vorliegenden Arbeit werden die Temperaturen der kritischen Umwandlungspunkte im festen Zustand und der optimale Graphitierungsintervall eines perlitischen Kugelgraphit-Gusseisens, bei unterkritischen Temperaturen, angeführt. Es wird die Bestimmung der Koeffizienten der Gesamtkinetik der Graphitierung bei unterkritischen Temperaturen nicht nur für eine eigentlich perlitische metallische Masse, sondern auch für eine eigentlich martensitische metallische Masse verfolgt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 190–196

DK : 669.161.18 : 669.041.38

Biriș, I., Zirbo, Gh., Sas, Gh., Soporan, V. und Lihene, T. : **Verminderung des Energieverbrauchs der Elektrolichtbogenöfen durch die zusätzliche Erwärmung durch Oxybrennstoff**

Die zusätzliche Erwärmung durch Oxybrennstoff in der ersten Phase der Schmelzdauer des festen Möllers aus den Elektrolichtbogenöfen ist aus thermischen Standpunkt eine wirkungsvolle Methode, das zahlreiche technisch-wirtschaftliche Vorteile, wie z.B.: Erhöhung der Leistungsfähigkeit und Verminderung des Energieverbrauchs, mitsichbringt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 197–200

DK : 621.771.07

Oniga, C., Lupșan, H., Ianeău, N., Popa, V., Duma, I. und Popa, O. : **Assimilierung des Giessens von Pilgertyp-Walzen aus T30 MoCrNi14 Stahl**

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 201–204

DK : 681.3

Manda, M., Winckelbauer, Greta und Ciucă, S. : **Mikro-Spotverbindung im Bereich der rechnergesteuerten Überwachung des Herstellungsprozesses der Ferrolegierungen**

Der Einsatz des Überwachungs – und Steuerungssystems der industriellen Prozesse SPOT–83 sowie der Mikro-SPOT--Verbindung ist eine wirkungsvolle Methode für die höhere Verwertung von Rohstoffen, mit dem Ziel der Verminderung des Energieverbrauchs.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 205–207

SOMMAIRE

CD : 662.749.38

Matei, Fl., Stănescu, C., Dumitrescu, C. et Vlasie, N. : **Contributions à l'obtention de certaines poix mésophasiques**

L'article analyse le comportement au traitement thermique de certains sous-produits coke-chimiques (huile d'anthracène et goudron de four à coke) en fonction de la teneur en fraction α, limitée à des valeurs sous 2%.

Les auteurs analysent également la dépendance entre la quantité de poix obtenue et sa teneur en mésophase, en fonction de la quantité de fraction α primaire et du traitement thermique.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 157—160

CD : 669.785.669.14

Creţu, Maria, Răileanu, C. et Popescu, T. : **Nouveaux aspects techniques en ce qui concerne l'analyse des étalons en acier pour gaz**

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 161—162

CD : 669.14.018.8 : 661.98

Anghelina, D. : **Le contrôle de la teneur en azote au cours de l'élaboration des aciers inoxydables**

L'auteur présente les facteurs qui déterminent la teneur en azote des aciers inoxydables, de même que les processus d'interaction au cours de la dissolution ou de l'élimination de l'azote.

On présente également les résultats des analyses statistiques effectuées sur de nombreuses charges, tout en soulignant l'influence des paramètres caractéristiques à la commande du processus d'élaboration par le processus VOD. Les auteurs ont effectué des déterminations expérimentales concernant le degré d'élimination de l'azote et la variation de sa teneur au cours du traitement en vide.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 163—166

CD : 620.193

Damian, Liuba, Boneanu, F., Poşireă, I., Jurubiţă, Livia, Ştefănescu, L. : **L'augmentation de la résistance de l'acier G.52/28 à la corrosion par pyritisation en milieux à H_2S**

L'article a pour but la détermination de la passivation par attaque contrôlée à solutions aqueuses d'hydrogène sulfuré de l'acier G52/28, utilisé pour la construction des outillages qui travaillent en milieux aqueux à H_2S.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 167—173

CD : 621.785.53

Florian, E., Cojocaru, M., Geamănu, C. et Ciucă, S. : **Particularités du transfert de chaleur et de masse au cours de la nitruration en gaz et en plasma**

A partir des caractéristiques spécifiques des processus de transfert de masse et de chaleur au cours de la nitruration en gaz et en plasma, les auteurs présentent des mécanismes communs d'adsorbtion et de difusion, sans tenir compte du milieu actif utilisé. Les différences entre ces deux processus de nitruration ne sont déterminées du point de vue qualitatif que par l'état énergétique des électrons qui quittent la surface métallique et qui ionisent de manière positive ou négative les radicaux de type N_mH_n. Dans cet état, ces électrons sont adsorbés dans la surface du métal (catalyseur) où ils dissocient ; les atomes d'azote diffusent dans l'intérieur du produit, tandis que l'hydrogène est désorbé dans le milieu de cémentation.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 174—178

CD : 546.56—12

Moldovan, P. et Murgulescu, Rodica : **Recherches concernant l'évolution de la solubilité de l'oxygène et de la morphologie de l'oxyde cuivreux au cours du raffinage thermique du cuivre blistère**

Les auteurs présentent les résultats des recherches effectuées concernant la solubilité de l'oxygène, de même que l'évolution de la morphologie de l'oxyde cuivreux au cours du raffinage thermique du cuivre blistére.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 179—181

CD : 637.62 : 669.4

Alexandru, I., Coman, Gh., Baciu, C., Bulancea, V., Munteanu, C. : **Méthode et équipement pour la fabrication de la laine de plomb pour les installations thermonucléaires**

L'article présente une méthode originale de fabrication de la laine de plomb utilisée dans les centrales nucléaires pour assurer la protection contre les radiations.

L'équipement realisé rend possible le laminage d'un long fil mince en plomb, à section constante sur la surface plane d'un disque métallique.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 182—184

CD : 669.131.2

Szöcs, Ecaterina, Szöcs, Şt., Papp, J., Giurgea, Felicia et Marton, L. : **Les essais des fontes blanches hautement alliées résistantes à l'usure**

Les auteurs analysent l'influence des éléments sur la microstructure, sur la résilience et sur la résistance à l'usure des fontes blanches hautement alliées à Cr—Mo—V. Par l'utilisation des fontes alliées à 15—18% Cr, 0,1 — 0,6% Mo, 0,2—0,3% V, modifiées dans la poche, pour les corps de broyage utilisés à la fabrication du clinker, on constate une consommation de 28 g/t de ciment et 0,3% cassages après une période de fonctionnement de 15000 h.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 185—189

CD : 669.131.622

Munteanu, Al. : **Considérations sur la cinétique du processus de graphitisation de la fonte perlitique à graphite nodulaire aux temperatures sous-critiques**

On détermine premièrement les températures des points critiques de transformation en état solide et l'intervalle optimum de graphitisation de la fonte perlitique à graphite nodulaire aux températures sous-critiques.

L'article a pour but la détermination des coefficients de la cinétique globale de la graphitisation aux températures sous-critiques pour une masse métallique perlitique, de même que pour une masse métallique martensitique.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 190—196

CD : 669.161.18 : 669.041.38

Biriş, I., Zirbo, Gh., Sas, Gh., Soporan, V. et Lehene, L. : **La diminution de la dépense d'énergie dans les fours électriques à arc par le chauffage supplémentaire à oxycombustible**

Le chauffage supplémentaire à oxycombustible pendant la première partie de la fusion de la charge solide dans les fours électriques à arc est une méthode d'une grande efficacité du point de vue thermique.

Entre les nombreux avantages techniques et économiques de cette methode on peut mentionner l'augmentation de la productivité et la diminution de la dépense d'énergie.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 197—200

CD : 621.771.07

Oniga, C., Lupşan, H., Iancău, N., Popa, V., Duma, I. et Popa, O. : **Assimilation de la coulée des cylindres de laminoir de type Pilger en acier T30MoCrNi14**

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 201—204

CD : 681.3

Manda, M., Winckelbauer, Gresa et Ciucă, S. : **La communication micro-spot utilisée pour la commande par ordinateur du processus d'élaboration des ferro-alliages**

L'utilisation du système de contrôle SPOT—83 et de la communication micro-SPOT pour la commande du processus d'élaboration des ferro-alliages représente une méthode efficace qui contribue à une meilleure valorisation des matières premières, tout en diminuant la dépense d'énergie et en accélérant la prise de décisions dans la commande.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 205—207

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 662.749.38

Матей, Ф., Стэнеску, К., Думитреску, К., Власие, Н.: **Вклады по получению мезофазового пека**

Работа сравнительно представляет поведение при термической обработке коксохимических субпродуктов (антраценовое масло и каменноугольный пек), дифференцированное различное поведение содержанием фракции α, ограниченный количеством менее 2%.

Изучается зависимость величины и содержания в мезофазе полученного пека от термической обработки в зависимости от пропорции фракции первичной α.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 157—160

ДК: 669.785: 669.14

Крецу, Мария, Рэиляну, К. и Попеску, Т.: **Новые технические аспекты в исследовании газовых стальных эталонов**

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 161—162

ДК: 669.14.018.8: 661.98

Ангелина, Д.: **Контроль содержания азота при выплавке нержавеющих сталей**

В работе представлены факторы, определяющие содержание азота в нержавеющих сталях, а также и процессы взаимодействия при растворении или удалении азота.

Представлены результаты статистической обработки большого количества выплавленных шихт, настаивая особенно на влияние параметров характерных управлению процессом выплавки способом VOD. Представлены опытные определения относительно степени удаления азота и вариация его содержания при вакуумной обработке.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 163—166

ДК: 620.193

Дамиян, Люба, Бонеану, Ф., Поширкэ, И., Журубица, Сальвия, Штефэнеску, И.: **Повышение коррозионной стойкости в средах H_2S стали G 52/58 обработкой пиритом**

Целью работы является определение эффективности пассивирования контролируемой коррозней водными растворами сернистого водорода стали G 52/58, используемая для сооружения оборудования, работающих в водных растворах с H_2S.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 167—173

ДК: 621.785.43

Флориян, Е., Кожокару, М., Джеамэну, К. и Чюкэ, С.: **Особенности теплоперехода и массообмена при азотировании в газовой среде и плазме**

Отходя от специфических характеристик процессов теплоперехода и массообмена при азотировании в газовой среде и плазме, авторы выявляют существование общих механизмов абсорбции и диффузии, несмотря на используемую активную среду. Различия между этими двумя процессами азотирования качественно определены только энергетическим состоянием электронов, покидающие металлическую поверхность и ионизирующие положительно или отрицательно радикалы типа N_mH_n. В этом состоянии они адсорбированы в поверхности металла (катализатор) и диссоциируются, атомы азота распространяются внутри изделия, а водород десорбируется в среде цементации.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 174—178

ДК: 546.56-12

Молдован, П. и Мургулеску, Родика: **Исследования эволюции растворимости кислорода и морфология окиси меди в промышленном потоке термической очистки меди Блистер**

В работе представлены результаты исследований в промышленном потоке относительно растворимости кислорода, а также и эволюция морфологии окиси меди при окислительном рафинировании меди Блистер.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 179—181

ДК: 637.62: 669.4

Александру, И., Коман, Г., Бачю, К., Буланчеа, В., Мунтяну, К.: **Метод и установка для получения свинцовой шерсти для термоядерных установок**

Работа представляет оригинальный метод производства свинцовой шерсти, необходимую защиту от излучений в атомных станциях.

Реализуемая и представленная установка позволяет прокатку тонкого свинцового волоска очень большой длины и с постоянным сечением на плоской поверхности металлического диска.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 182—184

ДК: 669.131.2

Сёчь, Екатерина, Сёчь, Ш., Папп, Ж., Джёрджета, Феличия, Мартон, Л.: **Испытания износостойкого высоколегированного белого чугуна**

В работе изучается влияние элементов на микроструктуру, ударную вязкость и износостойкость высоколегированного белого чугуна с Cr—Mo—V. Белый чугун с 15—18%Cr, 0,1,—0,6% Mo, 0,2—0,3%, V, модифицированный в ковше, обеспечивает у корпусов для измельчения, используемых в клинкерах расход 28 г/т цемента, после 15 000 час работы, с 0,3% осколок.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 185—189

ДК: 669.131.622

Мунтеану, А.: **Соображения по кинетике процесса графитизации перлитного шаровидного графита при докритических температур**

Определены температуры критических точек превращения в твердое состояние и оптимальный интервал графитизации перлитного шаровидного графита, при докритических температур.

В работе преследуется определение коэффициентов сумарной кинетики графитизации при докритических температур, как для исходно перлитной металлической массы, так и для исходно мартенситной.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 190—196

ДК: 669.161.18: 669.041.38

Бириш, И., Зирбо, Г., Сас, Г., Сопоран, В. и Лехене, Т.: **Снижение расхода энергии в электродуговых печах дополнительным нагревом с кислородом как топливо**

Дополнительный нагрев кислородом как топливо в первой части периода плавки твердой шихты в электродуговых печах является особым эффективным методом с термической точки зрения представляя многочисленные технические и экономические преимущества, среди которых являются значительными повышение производительности и снижение расхода энергии.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 197—200

Онига, К., Лупшан, Н., Янкэу М., Попа В., Дума, И., и Попа, О.: **Усвоение отливки цильгерных прокатных валков марки T30MoCrNi4**

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 201—204

ДК: 681.3

Манда, М., Винкелбауер, Грета. и Чюкэ, С.: **Сообщение микро-спот с применением при надзоре вычислительной электронной машиной процесса выплавки ферросплавов**

Применение системы надзора и управления промышленными процессами, СПОТ-83 и сообщения микро-СПОТ при надзоре процесса выплавки ферросплавов является эффективным методом лучшей эксплуатации сырья для снижения расхода энергии, позволяя повышение оперативности при принятии решений управления.

Metalurgia 42 (1990), nr. 4, p. 205—207

METALURGIA 4

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE 1990

Ing. Fl. Matei, ing. C. Stăneseu,
dr. ing. C. Dumitrescu și ing. N. Vlasie
ICEM

Contribuții privind obținerea unor smoale mezofazice

CZ : 662.749.38

Cercetările privind prelucrarea gudroanelor de huilă și a derivaților lor, precum și obținerea smoalelor cu diverse utilizări sînt justificate de valorificarea superioară a acestor subproduse (cu un factor de creștere care atinge, în unele cazuri, 100 [1], [2]). De asemenea, cercetările sînt impuse de utilizarea pe scara largă a acestor precursori pentru obținerea de produse carbografitice de mare și de mic tonaj, cerute de industriile: metalurgică, chimică, construcții de mașini, electronică și electrotehnică, tehnica nucleară, construcțiile aeronautice și aerospațiale [3] — [13].

Tratamentul termic s-a efectuat în două etape diferențiate: prin temperatura finală și utilizînd atmosferă ambiantă sau reducătoare. Controlul temperaturii și al gradientului s-a realizat cu ajutorul unui programator de proces.

Pentru caracterizare s-au utilizat metode conform standardelor în vigoare (insolubile în toluen și ulei de antracen conform STAS 8351; punct de înmuiere „cub în aer" conform ASTM D2319), precum și metode nou adoptate, în curs de asimilare (masă moleculară a fracției solubile în benzen, determinarea microscopică în imersie cu lumină polarizată a mezofazei și studiul prin difracție de raze X, discutate într-o altă lucrare [8]).

Tabelul 1 prezintă conținuturile de insolubile în toluen și ulei de antracen. Prin distilare s-au obținut smoalele primare cu caracteristicile prezentate în tabelul 2.

Smoalele primare obținute prezintă caracteristici de smoale noi, cu conținuturi ridicate de fracții solubile. Distilarea a permis, astfel, eliminarea unor compuși ușor volatili care nu pot contribui în mod substanțial la reacțiile de policondensare și polimerizare în cursul tratamentelor termice ulterioare.

Se observă că temperatura de 360°C este limita superioară sub care nu se formează rășini α secundare, respectiv acele specii moleculare care duc la formarea mezofazei. De altfel, în această etapă de tratament termic, operația acestora este de nedorit, întrucît acestea constituie centrii activi de creștere moleculară o dată cu formarea de substanțe insolubile infuzibile termostabile, a căror prezență poate produce dificultăți în faza de filare [10].

Fiecare utilizare impune gudroanelor și smoalelor caracteristici tehnice diferențiate într-un domeniu relativ larg, posibil de realizat printr-un număr relativ restrîns de procedee (numai prin utilizarea unor parametri tehnologici adecvați) [2]. Astfel, cercetările în acest domeniu sînt direcționate în sensul elucidării comportamentului amestecului complex de hidrocarburi aromatice policiclice, heterocicli și compuși policiclici aromatici substituiți cu diferite grupări funcționale cu O, N și S, la tratament termic de carbonizare și grafitare, corelat cu studiul caracteristicilor tehnologice aprofundat prin determinări de compoziție și caracter chimic (studiul structurii fizico-chimice și al proprietăților reologice) [3].

Deși cele mai mari cantități de smoală sînt utilizate ca lianți și agenți de impregnare pentru produse carbografitice, de un interes deosebit au devenit, în ultimul timp, unele sortimente

Tabelul 1

Caracteristicile materiilor prime

Tipul	Conținutul de insolubile, %	
	toluen	ulei de antracen
Gudron ușor	5,14	2,90
Gudron filtrat	3,88	0,41
Ulei de antracen	0,30	0,09

Tabelul 2

Caracteristicile smoalelor primare rezultate în urma distilării

Precursorul	PI, (CA), °C	Insolubile, %		Rășini α secundare, %
		toluen	ulei de antracen	
Gudron ușor	76	18,16	2,64	—
Gudron filtrat	84	20,87	1,12	0,73
Ulei de antracen	65	14,70	1,00	0,91

noi de smoală izotrope și anizotrope, obținute prin tratament termic și utilizate ca precursori de fibre carbon și grafit [4].

Lucrarea își propune să prezinte unele experimentări care au avut drept scop stabilirea posibilităților de obținere a unor smoale anizotrope, cunoscute în literatura de specialitate sub denumirea de *smoale mezofazice* [13].

Importanța studiului obținerii smoalelor mezofazice

Cercetările tehnologice privind realizarea unor noi materiale performante cum sînt: cocsul cu structură orientată de tip acicular, obținut din smoală; fibrele carbonice din precursori de tip gudroane și smoale; materialele compozite de tip carbon-carbon, au impus aprofundarea studiului comportării la carbonizare a smoalelor. Astfel, modelul unanim acceptat al carbonizării smoalelor cuprinde formarea, în mediul inițial izotrop, a unor particule sferice mezofazice anizotrope care, o dată cu creșterea temperaturii și a timpului, cresc în mărime și ca număr (concentrație). Se formează, astfel, centrii de creștere a structurii cristaline [5]. Prezența și concentrația acestor granule sferice, denumite uneori și carbomezofazice, desemnează caracterul grafitabil al materialului carbonic respectiv [6]. Se consideră că formarea mezofazei ar fi datorată următorilor trei factori:

— creșterea concentrației moleculelor aromatice mari, ca rezultat al reacțiilor de dehidrogenare și condensare;

— creșterea mobilității moleculelor plane, în paralel cu creșterea temperaturii, devenind posibilă alinierea lor;

— creșterea probabilității ca moleculele plane cu dimensiuni mari să se alinieze, apărind forțe de atracție van der Waals [6].

Concentrația și mărimea particulelor de mezofază, alături de alte caracteristici ale smoalelor utilizate, de exemplu, ca precursori (semifabricate) de fibre carbonice, cum sînt cele reologice (punct de înmuiere și viscozitate), cele structurale evidențiate prin conținutul de diferite rășini și distribuția masei moleculare, precum și conținutul de C, H, O, N și S, depind de natura materiei prime utilizate și de parametrii prelucrării și determină, la rîndul lor, caracteristicile mecanice ale fibrelor carbonice realizate [7].

Cercetările în direcția obținerii fibrelor carbonice din precursori cocsochimici sînt justificate de disponibilitatea unor materii prime ieftine, cu randament crescut de carbon și, deci, în fibre ca atare, precum și de grafitabilitatea superioară a acestora, datorită caracterului chimic aromatic, în comparație cu precursorii de tip celulozic sau PNA. Un argument în plus îl oferă, în ultimul tip, caracteristicile superioare ale fibrelor carbonice obținute din precursori cocsochimici față de cele obținute din PNA [7].

Experimentări, rezultate și discuții

Trei tipuri de subproduse cocsochimice și anume: gudron ușor de huilă, gudron de huilă filtrat și ulei antracenic, constituie obiectul de studiu în laborator.

Selectarea acestor materii prime s-a făcut pe baza criteriului conținutului limitat la cantități foarte reduse, dar diferențiate, de rășini α primare (insolubile în chinolină sau ulei de antracen). Este cunoscut faptul că prezența acestor rășini α infuzibile negrafitabile inhibă creșterea și coalescența unităților anizotrope de mezofază, ducînd la reducerea grafitabilității carbonului rezultat [5], [6], [9].

Prepararea smoalelor a cuprins etapele cunoscute: distilare atmosferică și tratament termic la presiuni de 0,1—1,5 MPa cu viteze de încălzire de 3°C/min pînă la temperaturi de 360—430°C și menținerea acestor temperaturi timp de 1—30 ore, în mediu ambiant și în atmosferă reducătoare.

Aplicarea unei prime etape de tratament termic a dus la obținerea unor smoale tari cu punct de înmuiere de pînă la 150°C și conținut de fracție α de max. 17,4 %, ale căror caracteristici sînt prezentate în tabelul 3.

Tabelul 3

Caracteristicile smoalelor tratate termic

Precursorul	Treapta de tratament termic	Caracteristicile smoalei						
		PI, (CA), °C	rășini α		rășini β, %	masa moleculară, u.a.m.	mezofaza	
			totale	secundare			%	μm
Ulei antracenic	I	103	1,23	1,14	37,21	—	3—5	sub 10
	II	144	3,76	3,67	34,36	556	10	10—100
Gudron filtrat	I	102	6,31	5,90	28,94	320	3—5	5—20
	II	148	17,35	16,94	10,67	685	30	40—200
Gudron ușor	I	121	17,41	14,51	26,13	495	0	—
	II	181	—	—	—	597	65	10—80

Datele prezentate în tabelul 3 permit aprecierea comparativă a transformărilor suferite în urma celor două etape de tratament termic efectuat, în aceleași condiții, pentru cele trei tipuri de precursori studiați.

Se observă astfel că, în cazul lipsei rășinilor α primare (uleiul de antracen și gudronul filtrat), se obțin smoale cu același punct de înmuiere și cu același conținut scăzut de mezofază optic anizotropă, parametrii de prelucrare fiind aleși astfel încît să se realizeze un tratament termic menajat în cursul căruia au avut loc creșteri moleculare evidențiate prin dublarea masei moleculare a fracției izotrope, solubile în benzen. S-au format în cantități mari substanțe insolubile în benzen, pe baza policondensărilor și polimerizărilor masei izotrope, la care au participat și transformările rășinilor β în cele de tip α secundare, fapt evidențiat printr-o creștere a acestora în paralel cu ușoara reducere a conținutului de rășini β.

Transformări în același sens a suferit și smoala din gudron ușor, care se remarcă printr-o reactivitate crescută, evidențiată prin cantități mari de substanțe insolubile; în acest caz, însă, se consideră că prezența insolubilelor α primare a avut dublul efect: de a cataliza creșterea moleculară și de a inhiba formarea mezofazei optic anizotrope. Smoala obținută prezintă punct de înmuiere și masă moleculară superioară, dar prin microscopie optică în lumină polarizată nu au putut fi detectate sferulele caracteristice optic active.

Aplicarea unui tratament termic de îmbătrînire și îndepărtare a compușilor ușor volatili în mediu reducător a permis continuarea reacțiilor de creștere moleculară în sensul formării structurilor macromoleculare optic active — carbomezofază — detectabile prin microscopie optică. Aceste transformări au avut loc în timp scurt, obținîndu-se un material bifazic, în care cele două faze nu sînt miscibile.

Dintre smoalele mezofazice rezultate în urma tratamentului termic secundar se remarcă aceea obținută din gudron ușor cu punctul de înmuiere și conținutul de mezofază cu anizotropie optică mai mare. În mod surprinzător, condițiile tratamentului termic de îmbătrînire, efectuat asupra unui material cu conținut de rășini α primare, a permis transformarea rapida a fazei izotrope în particulele cu dimensiuni mici de mezofază (10—80 μm). Acesta se consideră a fi efectul inhibitor de coalescență al prezenței rășinilor α primare. Comparativ, smoala mezofazică din ulei de antracen conține concentrație redusă de mezofază, cu dimensiuni mici, ceea ce indică o stabilitate termică mai avansată a acestui precursor.

Studiul microscopic a permis evidențierea etapelor acestor transformări. Microfotografiile prezentate în figurile 1—3 prezintă sugestiv apariția mezofazei în urma tratamentului termic primar (fig. 1), creșterea concentrației particulelor de mezofază în urma tratamentului termic secundar (fig. 2), precum și aspectul microscopic al fazei mai dense (fig. 3).

Examinarea microstructurii din figura 3 permite observarea sensului transformărilor suferite în timp la temperaturi de cca 40°C. Materialul sedimentat separat și studiat prezintă peste 70 % fază anizotropă cu dimensiuni de 80—90 μm. Particulele se află într-un stadiu incipient de coalescență. Suprafața lor prezintă porțiuni cu luminozități diferite, datorate structurii moleculare condensate cu molecule mari

Fig. 1. Microfotografia sferulelor de mezofază în smoala secundară obținută din gudron filtrat; nicoli încrucișați; 480 X

Fig. 2. Microfotografia smoalei mezofazice obținute din gudron filtrat; nicoli încrucișați; 480X

Fig. 3. Concentrat de mezofază, cu început de coalescență (precursor; gudron filtrat); nicoli încrucișați; 480X

plane și cu tendință de aliniere. Marginile zimțate indică porțiunile reactive, considerate drept centri de creștere moleculară în concordanță cu rezultatele altor cercetători [11], [12].

Concluzii

Experimentările efectuate au confirmat posibilitatea obținerii de smoale cu conținut ridicat de mezofază optic anizotropă din subproduse cocsochimice.

Conținutul de mezofază, precum și mărimea sferulelor anizotrope depind de doi factori principali interdependenți:

— parametrii tratamentelor termice aplicate (gradient de încălzire, temperatură finală, timp de tratament, prezența atmosferei reducătoare);

— compoziția materiei prime exprimată mai ales prin conținutul de fracție alfa primară.

Sînt necesare în continuare cercetări privind comportamentul reologic al smoalelor mezofazice corelat cu compoziția și caracterul fizico-chimic al acesteia și cu parametrii de tratament termic aplicat pentru obținerea acesteia.

BIBLIOGRAFIE

[1] Zielinski, H., Jastrzebski, J., Stompel, Z. *Coal Tar as a Raw Material for Electrode Industry.* Polish Graphite Conference. Zakopane, R.P. Polonă, 25—28.09.1988.

[2] Takeshita, S.: *Trend of Coal Tar Distillation Technology and Prospects for Coal Tar Products Market.* Chemical Economy an Engineering Review, vol. 9, nr. 2, 3, nr. 103, 1977.

[3] Rand, P.: *Pitch Precursors for Advanced Carbon Materials.* In: Fuel, Anglia, 1987, vol. 66, 1987.

[4] Fitzer, E., Koompalik, D., Yudate, K.: *Rheological Characteristics of Coal Tar Pitches.* In: Fuel, Anglia, vol. 66, 1987.

[5] Oberlin, A.: *Carbonization and Graphitization.* In: Carbon, Anglia, vol. 22, nr. 6, 1984.

[6] Walker, P. L. Jr.: *Carbon — Old but New Material.* In: Carbon, Anglia, vol. 10, nr. 4, 1972.

[7] Singer, I. S.: *Carbon Fibres from Mesophase Pitch.* In: Fuel, Anglia, vol. 6, 1981.

[8] Stănescu, C., Matei, Fl. ș.a.: *Contribuții privind caracterizarea unor smoale de huile.* Sesiunea de comunicări științifice, ICEM — I.P.B., 1989.

[9] Kuo, K., Marsh, H., Boughton, D.: *Influence of Primary O.I. and Particulate Matter on Pitch Carbonizations.* In: Fuel, Anglia, vol 66, 1987.

[10] Otani, S., Yamada, K.: *On the Raw Materials Of M.P. Carbon Fiber.* In: Carbon, Anglia, vol. 4, 1966.

[11] Colleti, G. W., R-a-n-d, B.: *Rheological Investigation of Coal-tar Pitch During its Transformation to Mesophase.* In: Fuel, Anglia, vol. 57, 1978.

[12] Nocialov, V. V., Pistrova, P. D. ș.a. *Particularitățile carbonizării la temperaturi scăzute a smoalelor cu diferite grade de condensare.* In: Koks i Himiia, U.R.S.S, nr. 1, 1985.

[13] Georgescu, I., Matei, Fl., Stănescu, C.: *Studii preliminare privind obținerea unor smoale precursori de fibre carbonice din materii prime cocsochimice.* Sesiunea de comunicări științifice, ICEM — I.P.B., 1988.

Noi aspecte tehnice în domeniul cercetării etaloanelor pentru determinarea gazelor din oțel

Chim. Maria Crețu, ing. C. Răileanu
și mat. T. Popescu

ICEM

CZ : 669. 785 : 669. 14

Activitatea de cercetare privind elaborarea și realizarea mostrelor etalon de gaze a început în anul 1982, impusă de utilizarea lor în calibrarea analizoarelor automate de gaze din oțeluri. Elaborarea materialelor cu conținut omogen de gaze se impune ca urmare a reducerii importului și asigurării pe plan intern a acestora.

În primul an de cercetare (1982) s-au elaborat două mostre etalon cu conținut controlat de gaze (azot N_{41} și azot-oxigen $N_{88} - O_{135}$).

În anii 1983 — 1985 s-a extins gama de oțeluri cu conținuturi în domeniul de interes practic curent reclamat de conținuturile specifice oțelurilor obișnuite și ale celor aliate 40 — 5000 ppm realizînd în 1984 mostrele etalon N_{223}, N_{339}, N_{600}, N_{600} și în 1985 mostrele de azot N_{110}, N_{1300}, N_{2300}, N_{5100}.

Metodologia de verificare cuprinde următoarele etape :

— testările preliminare s-au efectuat în cadrul laboratorului cu aparatura existentă : analizor de tip LECO TN—14 și analizor de oxigen Exhalograph EAO—202 ;

— din același material și din aceleași poziții testate de laborator se trimit eșantioane tuturor laboratoarelor cu profil metalurgic, care au în dotare analizoare de gaze, pentru a participa la analiza în cerc ;

— rezultatele obținute de fiecare laborator în parte se supun unor prelucrări statistico-matematice ;

Ținînd seamă de cele două etaloane existente : N_{41} și N_{88}, s-au propus spre realizare două materiale care să verifice funcționarea corectă a analizorului pe domeniul 0—100 ppm, și anume : un material cu conținutul de azot $\lesssim 30$ ppm și altul cu conținutul de azot 65 ppm ; materialul de bază trebuie să aibă solubilitate scăzută pentru azot, să fie elaborat și turnat în condiții de îndepărtare a azotului (degazare în vid), să se evite o renitrurare la turnarea în atmosferă (turnare în vid) și să se retopească în atmosferă de argon.

Testările preliminare efectuate în laborator :

— N_{25}. S-au prelevat probe sub formă de șpan din următoarele etape ale fluxului tehnologic : din ambele capete ale celor două lingouri ; pe toată lungimea barelor de 120 cm forjate, din 15 în 15 cm ; pe toată lungimea lingoului REZ poziționat din 6 în 6 cm ; din capetele țaglei s-au tăiat bare pentru prelevarea pastilelor și șpanului.

Tabelul 1

Compoziția chimică a celor două materiale testate, %

Mostra	C	MN	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al
N_{25}	0,02	0,36	0,20	0,012	0,013	1,7	9,2	0,19	0,1	—	—
N_{65}	0,77	0,57	0,27	0,032	0,025	0,09	0,07	0,11	0,02	0,03	0,017

Tabelul 2

Rezultatele obținute în urma testărilor preliminare

Conținutul în azot, ppm	Poziția							
	1	2	3	4	5	6	7	8
	18	16	21	20	21	17	23	23
	22	18	19	21	23	18	21	21
	24	19	18	22	19	20	18	17
	22	22	22	24	24	16	16	16
	26	18	26	20	18	17	17	19
	16	16	25	21	16	20	24	18
	17	16	21	19	21	25	25	21
	14	17	24	16	19	20	19	25
	15	16	26	18	17	22	20	16
	24	15	21	20	21	20	17	17
Media X	19,8	18,3	22,3	20,1	19,9	19,5	20,0	19,3
Abaterea medie pătratică	4,29	3,02	2,83	2,18	2,56	2,67	3,16	3,01

Tabelul 3

Rezultatele obținute în urma testărilor preliminare

Conținutul în azot, ppm	Zona							
	1	2	3	4	5	6	7	8
	65	63	58	60	64	63	65	67
	66	65	59	65	65	65	66	63
	62	62	67	58	64	65	63	58
	63	64	63	59	67	64	67	62
	61	63	62	65	61	62	62	62
	66	65	66	65	63	66	59	66
	65	60	67	63	63	61	59	66
	59	61	63	64	66	62	61	67
			63		63			
			65		60			
Media X	63,37	62,87	63,3	62,37	63,5	63,5	62,7	63,8
Abaterea medie pătratică S	2,56	1,8	3,09	2,92	2,32	1,77	3,06	3,18

Pentru fiecare poziție intermediară de obținere a materialului se fac cîte zece determinări, rezultatele fiind redate în tabelul 2.

— N_{65}. S-a ales una din cele trei mărci de oțel testate, oțeluri elaborate la care conținutul de azot a fost cel propus : ~ 65 ppm. Testările s-au făcut din următoarele poziții : din capetele colacului de sîrmă de ~ 500 kg ; din barele de 5 m reprezentînd poziții din 30 în 30 m ; la distanțe din 50 în 50 m s-au făcut cîte două, trei determinări pe poziție.

Rezultatele s-au grupat în ordinea debitărilor în opt zone (tab. 3).

Procedeul de calcul de verificare a omogenității produsului elaborat include aplicarea următoarelor teste :

— Testele Grubbs și Kolmogorov verifică ipoteza în care mostra face parte dintr-o distribuție normală, conform căreia produsul dintre valoarea maximă a diferenței dintre frecvența relativă cumulată $F_n(x_i)$ și funcția de repartiție $\varphi(Z_i)$ și $\sqrt{n}$ trebuie să fie mai mic decît valoarea teoretică 1,36 :

$$N_{25} : \Delta_{max}\sqrt{n} = 0{,}119 \cdot \sqrt{80} = 1{,}06 \text{ (tab. 1 și 2)}$$

deci : $1{,}06 < 1{,}36$

$$N_{65} : \ 1{,}16 < 1{,}36 \text{ (tab. 6 și 7)}$$

— Testul Bartlett se referă la verificarea dispersiilor de selecție, calculînd valoarea $\chi^2 = 2{,}303 \ (\nu g \cdot \lg S^2 - \nu_i \cdot \lg S_i^2)$ unde :
ν_g este numărul total al gradelor de libertate a tuturor selecțiilor :

$$S = \frac{\sum_{i=1}^{g} \nu_i \cdot S_i}{\nu_g}$$

ν_i — numărul gradelor de libertate a selecției ;
S_i — abaterea Standard a selecției i.

Mărimea χ^2 calculată se compară cu valoarea tabelată în funcție de $\nu = K - 1$ și în funcție de probabilitate.

Ipoteza se respinge dacă $\chi^2_{calc} > \chi^2_{teoretic}$.

N_{25} dă următoarele valori :

$$S^2 = 9{,}18 ; \ \chi^2_{calc} = 4{,}97 < 14{,}1 \ \chi^2_{teoretic}$$

N_{65} :

$S^2 = 7{,}02$, iar $\chi^2_{calc} = 4{,}89$; $\chi^2_{teoretic}$ pentru $\nu = 7$ la P 95 % este 14,1 ,deci $4{,}89 < 14{,}1$ confirmă că nu există diferențe între rezultatele parțiale obținute.

Analiza dispersională — testul F a cărui valoare $F = \frac{S_3^2}{S_2^2}$ (raportul dispersiilor între laboratoare și în interiorul laboratoarelor). Valoarea lui $F_{calc} < F_{teoretic}$, în funcție de gradele de libertate ν_1 și ν_2, în cazul unei distribuții normale.

N_{25} : se obține valoarea $F = 1{,}38$:

$1{,}38 <$ (2,15 pentru $\nu_1 = 7$ și $\nu_2 = 72$

N_{65} : $F = 0{,}275$, iar $F_{teoretic}$ pentru $\nu_1 = 7$ și $\nu_2 = 60$ este 2,17, deci $0{,}27 < 2{,}17$ confirmă omogenitatea materialului.

— Testul Duncan elimină mediile care se abat față de valoarea limitei domeniului critic tabelat la P = 99 %.

Pentru ambele mostre etalon aplicarea testului susține omogenitatea mediilor valorilor obținute pentru cele opt zone intermediare.

Concluzii

Rezultatele preliminare obținute confirmă omogenitatea materialelor propuse, valorile calculate cu ajutorul celor cinci teste matematice fiind inferioare valorilor teoretice, materialele respective fiind propuse în continuare pentru analiza în cerc, în vederea obținerii certificatelor de atestare.

Ing. D. Anghelina
Combinatul Siderurgic Hunedoara

Controlul conținutului de azot la elaborarea oțelurilor inoxidabile

CZ : 669.14.018.8

Prezența azotului în oțelurile inoxidabile determină o serie de modificări importante ale proprietăților mecanice ale acestora, favorizind totodată scăderea rezistenței la coroziune intergranulară. Comparativ cu oțelurile obișnuite, elementele de aliere din compoziția chimică a oțelurilor inoxidabile determină creșterea sensibilă a solubilității, favorizează dizolvarea unei cantități mai mari de azot și influențează starea acestuia în baia metalică, precum și după solidificare.

Particularitățile dizolvării azotului în baia metalică au la bază dizolvarea sa ca element interstițial, formarea de nitruri, precum și influența compoziției chimice asupra structurii topiturii și solubilității azotului în aceasta din urmă.

Procesele de interacțiune cu participarea azotului

După cum este cunoscut, dizolvarea azotului din atmosferă în baia metalică are loc după următorul mecanism :

$$\{N_2\} \rightleftharpoons 2\{N\} \quad (1)$$

$$2\{N\} \rightleftharpoons 2[N] \quad (2)$$

$$\{N_2\} \rightleftharpoons 2[N] \quad (3)$$

pentru reacția (3) fiind valabilă Legea lui Sieverts :

$$[N]_{ech} = \frac{K_N}{f_N} \cdot \sqrt{P_{N_2}}, \% \quad (4)$$

Procesul de dizolvare poate continua atît timp cît se respectă condiția :

$$[N]_{diz} < [N]_{ech} \quad (5)$$

Disocierea N_2 conform reacției (1) se desfășoară la temperaturi ridicate ($t > 2\,061°C$) realizabile în zona arcului electric, precum și în cazul insuflării oxigenului. Procesul de disociere este favorizat de dizolvarea azotului în baia metalică, ceea ce determină ca trecerea sa din faza gazoasă să aibă loc și la temperaturile obișnuite ale procesului de elaborare.

Din relația (4) se observă influența deosebită a elementelor de aliere asupra dizolvării azotului, ca urmare a scăderii coeficientului de activitate al acestuia. Una din soluțiile de determinare a valorii f_N este cea bazată pe utilizarea parametrilor de interacțiune ai azotului cu elementele constitutive ale sistemului policomponent care reprezintă baia metalică. Valorile acestor parametri de interacțiune de ordinul întîi e_N^i sînt prezentate în tabelul 1.

Cu ajutorul acestora se determină valoarea coeficientului de activitate f_N, luînd în considerare domeniile de compoziție caracteristice oțelurilor inoxidabile :

— pentru oțeluri feritice de tip Cr, Cr—Mo :

$$\lg f_N = 0{,}01\,(16C - 0{,}8Mo - 4Cr - 6{,}4Nb - 56Ti + 1{,}8); \quad (6)$$

— pentru oțeluri austenitice Cr—Ni, de tipul 18—8 :

$$\lg f_N = 0{,}01\,(16C + Ni - 0{,}8\,Mo - 2Mn - 4Cr - 56Ti + 2{,}2); \quad (7)$$

— pentru oțeluri înalt aliate de tip Cr—Mn, Cr—Mn—Ni :

$$\lg f_N = 0{,}01\,(16C - 2Mn - 4Cr + Ni + 1{,}5) \quad (8)$$

Avînd în vedere modificarea $K_N = f(T)$, precum și cea a parametrilor de interacțiune, se obține următoarea relație pentru solubilitatea maximă la echilibru ($p_{N_2} = 1$ atm) :

$$\lg [N]_{ech} = \frac{188}{T} - 1{,}2 - \left(\frac{3280}{T} - 0{,}75\right) \cdot \lg f_N, \% \quad (9)$$

Mecanismul influenței elementelor de aliere asupra solubilității și formei de existență a azotului în oțelurile inoxidabile este strîns legat de interacțiunea electronilor d ai acestora cu electronii p ai azotului.

Caracterul chimic al legăturilor Me—N și raportul $\Gamma_N : \Gamma_{Me} < 0{,}59$ au drept consecință formarea de compuși cu structura apropiată fazei metalice.

Prin determinări în condiții de laborator, utilizînd probe de oțel de 1,5 kg topite, într-un cuptor de tip Tamman, au fost găsite valori ale solubilității azotului la 1 600°C, după cum urmează :

— oțel inoxidabil feritic cu 12%Cr : 1320 ppm ;

— oțel inoxidabil feritic cu 18%Cr : 2370 ppm ;

— oțel inoxidabil austenitic cu 20%Cr și 12%Ni : 2330 ppm;

— oțel inoxidabil cu 18%Cr, 8%Mn și 4%Ni : 2950 ppm.

Față de valoarea azotului dizolvat în oțel, în cazul formării de nitruri, solubilitatea crește brusc (fig. 1).

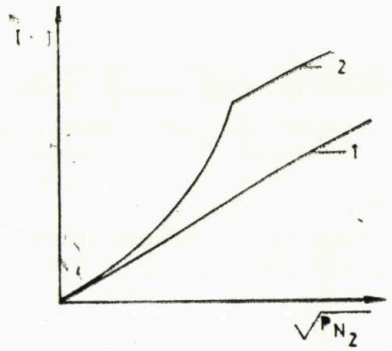


Fig. 1. Variația conținutului de azot la echilibru : *1* — cu formarea de soluție ; *2* — cu formarea de compuși chimici (nitruri)

Factorii care determină conținutul de azot în cursul procesului de elaborare

Variația conținutului de azot al băii metalice este determinată de rezultatul acțiunii concomitente a proceselor de dizolvare și eliminare a acestuia, valoarea sa depinzînd, deci, de diferența dintre cantitățile care intervin în cele două procese.

În cursul elaborării oțelurilor inoxidabile prin procedeul cuptor electric—instalație VOD se disting, ca surse principale de azot, următoarele : încărcătura metalică și feroaliajele, atmosfera de lucru a agregatului de topire, oxigenul utilizat pentru decarburare (tab. 2). În urma determinării conținutului de azot pe fazele procesului, la elaborarea unui număr mare de șarje din oțel inoxidabil, s-au înregistrat valorile prezentate în tabelul 3.

Conținutul de azot s-a determinat cu ajutorul analizorului de tip LECO—TN—14, prin metoda topirii reducătoare în curent de gaz purtător.

Pe baza acestor date s-a stabilit dependența conținutului de azot la începutul tratamentului VOD, în funcție de valorile parametrilor tehnologici :

$$[N]_{ev} = 432 + 0{,}33\,(t_{ev} - 1600) - 2{,}7 \cdot I_{O_2} - 225{,}3 \cdot [\%C], \text{ ppm} \qquad (10)$$

Se observă astfel influența hotărîtoare a conținutului de carbon a temperaturii de supraîncălzire și a volumului decarburării în timpul procesului de elaborare în cuptor. Acesta din urmă a fost redat prin cantitatea specifică de oxigen utilizată pentru decarburare : I_{O_2} (Nm^3/t).

Bilanțul azotului în cursul procesului de elaborare (pentru o tonă de oțel inoxidabil marca W 1.4306) este redat în tabelul 4.

Eliminarea azotului în cursul procesului de tratament în vid

La tratarea oțelului în vid prin procedeul VOD, gradul de denitrurare crește ca urmare a influenței următoarelor factori :

Tabelul 1

Valorile parametrilor e_N^i la 1 600 °C. Compoziția chimică, %

Me	Ti	V	Nb	Cr	Al	Mn	Mo	Cu	Ni	S	P	Si	O	C
e_N^i	— 0,56	— 0,080	— 0,064	— 0,040	— 0,023	— 0,028	— 0,008	+ 0,005	+ 0,010	+ 0,010	+ 0,048	+ 0,050	+ 0,050	+ 0,16

Tabelul 2

Variația parametrilor tehnologici în cursul procesului de elaborare

Dimensiunea	$[N]_i$, ppm	$[N]_0$, ppm	$[N]_f$, ppm	ηN, %	I_{O_2}, Nm^3/t	tev, °C	$[C]_i$, %	q_{O_2} Nm^3/t, min	τ_v, min	Pv, torri	q_{Ar}, Nl/t,min	t_0, °C
min.	132	68	76	15,8	—	1645	0,44	0,20	9	2	0,35	1685
max.	381	241	285	53,1	22,5	1703	1,08	0,45	25	20	1,84	1733
media	239	154	172	35,7	10,2	1674	0,76	0,33	15,5	7	0,81	1701

Tabelul 3

Caracteristicile încărcăturii metalice și ale adaosurilor

Materialul	N_2, ppm
Fier vechi nealiat	30—50
Deșeu de inox	100—200
Fe Mo	2000
Fe Cr C_6	500
Fe Cr afinat	700
Fe Cr metalic	1500
Fe Cr azotat	$3,5 \cdot 10^4$
Argon	30
O_2 tehnologic	$5 \cdot 10^4$
Atmosfera cuptorului	$50 \cdot 10^4$

— scăderea presiunii determină o micșorare a conținutului de azot la echilibru, conform relației :

$$[N]^{vid}_{ech} = [N]^{1\ atm}_{ech} \cdot \sqrt{P_e},\ \% \qquad (11)$$

ceea ce înseamnă că are loc o scădere a solubilității de cca 25 ori față de valoarea corespunzătoare echilibrului cu atmosfera obișnuită ($p_{N_2} = 0,79$ atm);

— barbotarea cu gaz inert duce, de asemenea, la micșorarea presiunii parțiale a azotului și asigură îndepărtarea acestuia prin antrenare din topitura metalică;

— insuflarea oxigenului în vid asigură o creștere a vitezei de decarburare ca urmare a creșterii randamentului de utilizare a oxigenului, ceea ce determină și intensificarea reacției de denitrurare;

— insuflarea oxigenului și creșterea temperaturii asigură disocierea nitrurilor metalice și eliminarea azotului dizolvat.

Pe baza rezultatelor obținute s-a determinat variația gradului de eliminare a azotului (tab. 2), care are o valoare medie de 35,7%.

Reprezentînd gradul de denitrurare în perioada de decarburare, în funcție de raportul cantităților specifice de oxigen insuflat și de azot eliminat (qN_2/qO_2), rezultă variația prezentată în figura 2.

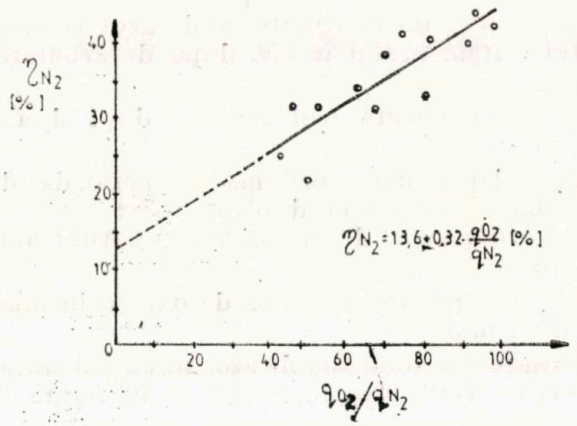


Fig. 2. Variația gradului de denitrurare a băii metalice

Se observă astfel că prin extrapolare se poate deduce valoarea gradului de eliminare a azotului în perioada de decarburare cu oxigen dizolvat (13,6 %).

Influența diverșilor factori asupra conținutului de azot este redată prin următoarele

Tabelul 4

Bilanțul azotului în procesul de elaborare

Intrarea N_2	Cantitatea, g/t	%	Ieșirea N_2	Cantitatea, g/t	%
Încărcătura metalică	25,6	7,39	Gazele evacuate din cuptor	51,0	14,70
Feroaliaje (FeCr, FeNo)	45,6	12,18	Zgură cuptor	23,6	6,87
Dizolvarea la topire	160,0	42,39	Gazele evacuate în timpul insuflării O_2 în vid	52,8	15,21
Dizolvarea după topire	94,1	28,08	Gazele evacuate prin vidare + barbotare	32,6	9,38
Adaosurile după evacuare	11,3	3,25	Zgura formată la tratament	8,4	2,44
Denitrurare	13,8	3,99	Oțel turnat	178,5	51,4
Dizolvarea la turnare	8,2	2,36	—	—	—
TOTAL	374,1	100	TOTAL	347,1	100

relații obținute prin regresie liniară multiplă :

$$[N]_0 = 75{,}4 + 0{,}52\,[N]_i - 0{,}167 \cdot t_0 - 0{,}14 \cdot p_e \quad (12)$$

$$[N]_0 = 146{,}5 + 0{,}36\,[N]_i - 77{,}6 \cdot [C]_i - 93{,}5 \cdot q_{O_2} + 0{,}63 \cdot p_e \quad (13)$$

$$[N]_0 = 204{,}1 - 151{,}1\,[C]_i - 31{,}7 \cdot q_{O_2} + 3 \cdot p_e - 0{,}033 \cdot t_0 \quad (14)$$

$$[N]_0 = 242{,}1 + 0{,}35\,[N]_i - 87{,}0\,[C]_i + 0{,}87 \cdot p_e - 0{,}072 \cdot t_0 \quad (15)$$

în care :

$[N]_i$ și $[N]_0$ sînt conținuturile de azot la începutul tratamentului în *vid*, după decarburare, ppm ;

t_0 — temperatura băii metalice după decarburare, °C ;

p_e — depresiunea maximă în perioada de decarburare cu oxigen dizolvat, torr ;

$[C]_i$ — conținutul de carbon la începutul tratamentului, % ;

q_{O_2} — cantitatea specifică de oxigen insuflat ($Nm^3/t.\ min$).

Variația conținutului de azot în cursul tratamentului VOD este reprezentată în figura 3.

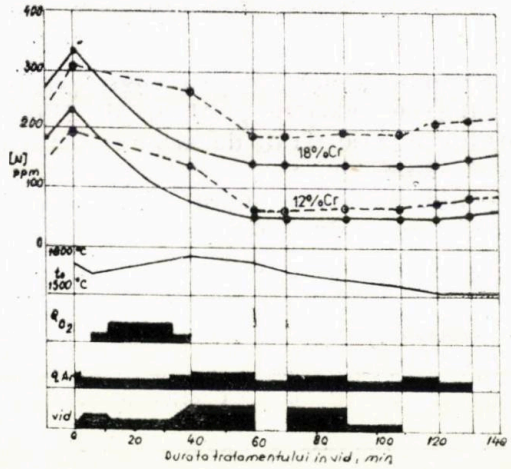


Fig. 3. Variația conținutului de azot în cursul tratamentului VOD : conținuturile minime și rezultatele experimentale

Alierea cu azot

Datorită influenței azotului asupra îmbunătățirii unor proprietăți, la o serie de mărci de oțel austenitic se recomandă asigurarea unor conținuturi peste 500 ppm, care nu pot fi atinse fără adaos de azot.

În vederea alierii se utilizează cel mai frecvent adaos de feroaliaje cu conținut de azot (FeCr sau FeMn cu 3,5—7% N_2), cînd se înregistrează randamente de asimilare a azotului de 87—90%.

Utilizarea azotului pentru barbotare impune o puritate ridicată a acestuia, precum și necesitatea insuflării cu presiune mai ridicată (de cca 2,5 ori) decît în cazul utilizării argonului. Asimilarea azotului insuflat este de cca 40—50% pentru conținuturi finale de 500—600 ppm.

De asemenea, în anumite situații, se pot utiliza și alți agenți cu conținut de azot ($CaCN_2$ pentru oțelurile cu conținut mai ridicat de carbon).

Concluzii

Controlul conținutului de azot în timpul procesului de elaborare urmărește asigurarea încadrării în prescripțiile fiecărei mărci de oțel inoxidabil.

În vederea atingerii conținutului de azot se au în vedere următoarele aspecte importante :

— capacitatea topiturii de dizolvare a azotului ;

— bilanțul azotului în cursul procesului (cantități introduse și eliminate din baia metalică).

Elaborarea oțelurilor inoxidabile feritice avînd un nivel interstițial scăzut (suma C + N ≤ 300 ppm) oferă posibilitatea înlocuirii oțelurilor austenitice, realizînd astfel o reducere a prețului de cost cu 25—30%.

De asemenea, oțelurile austenitice cu conținut de azot oferă posibilitatea unor caracteristici mecanice îmbunătățite, precum și înlocuirea unei părți din nichel.

Soluțiile de realizare a alierii cu azot se pot diversifica în scopul utilizării unor materiale și tehnologii diferite care asigură creșterea eficienței economice.

BIBLIOGRAFIE

[1] *** *Manualul inginerului metalurg.* București, Ed. Tehnică, 1978.

[2] Vacu, Silvia. *Elaborarea oțelurilor aliate.* vol. 1,2, București, Ed. Tehnică, 1980.

[3] Tripșa, I. *Retopirea și rafinarea oțelurilor.* București, Ed. Tehnică, 1984.

[4] Dragomir, I. *Teoria proceselor siderurgice.* București, E.D.P., 1985.

[5] Rău, Al. *Incluziuni nemetalice în oțeluri.* București, Ed. Tehnică, 1973.

[6] Făgărășan, M. *Determinarea gazelor și incluziunilor nemetalice din materialele metalice.* București, Ed. Tehnică, 1977.

[7] Kudrin, V.A. *Steelmaking.* Moscova, Izd. Metalurghiia, 1985.

[8] Coupette, W. *Die Vakuumbehandlung des flüssigen Stahlen.* Wiesbaden, R.A. Lang Verlag, 1967.

[9] Baum, B.A. *Topituri metalice.* București, Ed. Tehnică, 1985.

[10] Trușculescu, M. *Oțeluri inoxidabile și refractare.* Timișoara, Ed. Facla, 1983.

[11] Iavoiski, V.I. *Metallurghiia Stali.* Moscova, Izd. Metallurghiia, 1983.

[12] Erșov, G.S. *Svoistva metallurghiceskih rasplavov iih vzaimodeistvie v staleplavilnih protessah.* Moscova, Izd. Metallurghiia, 1983.

[13] *** *Injecția în oală*, vol. I, II. Lulea, Suedia, 1987.

[14] Ražnjčvic, K. *Tabele și diagrame termodinamice.* București, Ed. Tehnică, 1978.

[15] Taloi, D. *Optimizarea proceselor tehnologice.* Ed. Academiei R.S.R., București, 1987.

Ing. Liuba Damian
ICEM
ing. F. Boneanu
I.I.T.P.I.C
dr. fiz. I. Poşireă şi ing. Silvia Jurubiţă
ICEM
ing. I. Ştefăneseu
Uzina „G" Rm. Vîlcea

Creşterea rezistenţei la coroziune în medii cu H_2S a oţelului G52/28 prin piritizare

CZ : 620.193

Materialele utilizate în instalaţiile pentru separarea apei grele prin procedeul Girdler cu sulfură sînt expuse soluţiilor apoase saturate în hidrogen sulfurat, în condiţii care pot determina coroziunea acestor materiale.

Astfel, coroziunea generală a oţelurilor nealiate sau slab aliate determină formarea unor produse de coroziune de tipul sulfurilor care, depunîndu-se în zonele critice, pot determina avarii şi întreruperi în funcţionarea instalaţiilor. Alte fenomene de coroziune care pot apărea în condiţiile contactului oţelului cu soluţii apoase, saturate în hidrogen sulfurat, sînt coroziunea fisurantă sub tensiune şi fragilizarea prin hidrogen, care afectează în cea mai mare măsură durata de viaţă a utilajelor.

Procesul de coroziune în sistemul $Fe/H_2O/H_2S$ este un fenomen complex datorat în parte multitudinii fazelor de sulfură de fier, posibil să se formeze.

Principalele tipuri de sulfuri care se pot forma ca urmare a interacţiunii fierului cu o soluţie apoasă de hidrogen sulfurat [1], [2], identificate şi în instalaţiile de apă grea care folosesc procedeul cu sulfură, sînt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Faza	Formula	Structura cristalină
Machinavit	FeS_{1-x}	tetragonală
Sulfură de fier cubică	FeS	cubică
Troilit	FeS	hexagonală
Pirotită	$Fe_{1-x}S$	haxagonală şi monoclinică
Greigită	Fe_3S_4	cubică (spinel)
Marcasit	FeS_2	ortorombică
Pirită	FeS_2	cubică

Transformarea acestor faze evoluează de la cele bogate în fier spre fazele bogate în sulf; viteza de coroziune a fierului scade pe măsură ce se formează faze stabile bogate în sulf, pirita fiind faza cea mai stabilă din punct de vedere termodinamic şi, deci, cea mai protectoare [2]—[4].

Cercetările privind viteza de dizolvare şi solubilităţile diferitelor tipuri de sulfuri au arătat că [2]:

— solubilităţile diferitelor tipuri de sulfuri la 25°C şi o presiune a hidrogenului sulfurat de 1,8 MPa sînt în raport de cca. 6000 : 80 : : 40 : 10 : 1 pentru machinavit, troilit, pirotită monoclinică, pirotită hexagonală şi pirită;

— vitezele de dizolvare la 25°C şi $pH = 3,5$ se află în raport de : $10^5 : 10^4 : 50 : 10 : 1$ pentru aceleaşi tipuri de sulfuri.

Se remarcă faptul că pirita are solubilitatea cea mai mică şi că solubilitatea ei nu depinde practic de pH-ul soluţiei şi de temperatură în ecartul 25—125°C, astfel încît există premisele ca transformarea sulfurilor de la suprafaţa oţelului în pirită să determine un transport minim de produse de coroziune prin instalaţie.

Scopul lucrării constă în stabilirea eficienţei pasivării prin atac controlat cu soluţii apoase de hidrogen sulfurat a oţelului G 52/28 utilizat pentru construcţia utilajelor care lucrează în medii apoase cu H_2S.

Materiale folosite

Experimentările s-au efectuat pe oţel G 52/28, pe probe prelevate din următoarele materiale: tablă groasă de 64 mm; plăcile de probă au fost prelevate din aceeaşi tablă situată în treimea de mijloc spre cap-lingou.

Epruvetele pentru încercările de coroziune au fost prelevate pe direcţia Z a tablei: inel forjat cu grosimea de 80 mm; tablă groasă cu sudură cap la cap executată conform prevederilor CTE—RG şi detensionată conform NTR 440—81; tablă groasă cu sudură cap la cap cu durităţi în sudură de cca 300 *HB*.

Compoziţia chimică şi valorile caracteristicilor mecanice sînt prezentate în tabelele 2 şi 3.

Cercetările pentru toate variantele de experimentare s-au efectuat pe material neprotejat şi protejat prin piritizare.

Metodele de lucru

Experimentările de coroziune fisurantă sub tensiune s-au efectuat în conformitate cu

Tabelul 2

Materialul	Compoziția chimică, %								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Al	Cu
G52/28 tablă groasă (C.S.G.)	0,23	1,12	0,33	0,023	0,008	urme	0,01	0,05	—
G52/28 inel forjat (I.M.G.B.)	0,19	0,98	0,34	0,012	0,006	0,15	0,14	0,035	0,13

Tabelul 3

Materialul	Caracteristicile mecanice				
	$R_{p0,2}$, N/mm²	Rm, N/mm²	A5, %	Z, %	Duritate, *HB*
G52/28 tablă groasă (probe pe direcția Z)	354	402	14	28	154
	364	470	12	29	149
	362	495	13	23	144
G52/28 inel forjat	325	510	30	66	149
	372	525	32	68	149
	374	527	31	70	148
G52/28 sudat conform CTE-RG	362	499	23	67	
	346	507	26	67	149—167
	378	523	24	74	
G52/28 sudat cu durități în sudură	362	555	20	72	
	362	577	19	61	279—295
	358	563	18	61	

standardul NACE TM—01—77; aprecierile privind caracterul ruperilor s-au făcut prin examinarea la microscopul Scanning cu baleiaj.

Caracterizarea stratului pasiv s-a făcut prin analiză structurală prin difracția razelor X și prin analiză microscopică (microscop optic, microsondă electronică și microscop Scanning cu baleiaj). Pentru determinarea aderenței s-a utilizat metoda zgîrierii.

Rezultate experimentale și discuții

Analiza stratului pasiv

În vederea determinării compușilor cristalini din stratul pasiv s-a folosit metoda difracției razelor X.

Valorile determinate pentru concentrațiile procentuale ale compușilor cristalini identificați sînt prezentate în tabelul 4.

Din analiza rezultatelor experimentale obținute rezultă următoarele:

— fazele cristaline identificate în probele studiate sînt: FeS_2 (pirită) în medie 50%, $Fe_{1-x}S$ (pirotită) în medie 25% și FeS_{1-x} (marcasit) în medie 25%;

— suma pirită + pirotită este constantă la toate probele cercetate;

— grosimea stratului de piritizare este constantă și în medie de 270 μm;

— structurile identificate sînt omogene, aceasta rezultînd din concordanța bună între parametrii teoretici și experimentali;

Tabelul 4

Nr. probei	Concentrația, %				Grosimea stratului, μm
	FeS_2	$Fe_{1-x}S$	FeS_{1-x}	$FeS_2 + Fe_{1-x}S$	
01	57	20	23	77	270
2	43	31	26	74	257
02	52	20	28	72	260
4	46	25	29	71	266
5	44	30	26	74	274
7	55	19	26	74	266
8	60	14	26	74	275
9	47	26	27	73	280
1.1	43	29	28	72	277
1.2	42	32	26	74	280
1.3	45	29	26	74	286
1.4	43	30	27	73	284
1.5	56	17	27	74	276
1.7	56	17	27	73	269
1.8	56	16	28	72	274
F.3	49	25	26	74	279

— nu s-au pus în evidență alte faze.

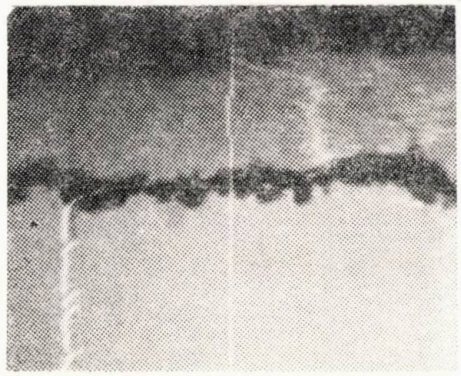
Din analiza microscopică a stratului pasiv a rezultat că:

— pelicula pasivă este formată din două straturi: un strat de 2—5 μm neuniform și aderent, aflat în zona de contact cu materialul de bază și un strat gros, relativ uniform (fig. 1);

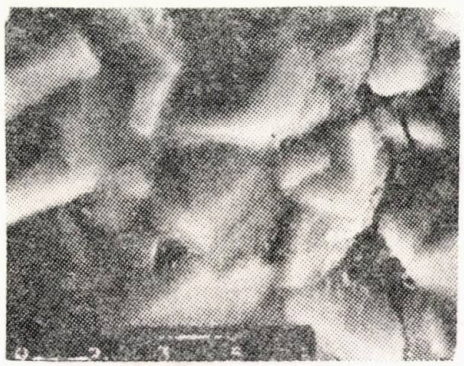
— stratul pasiv este compact, lipsit de pori sau microfisuri; în zona stratului de pasivare s-a pus în evidență o concentrare masivă a sulfului (fig. 2, *a*);

— stratul pasiv este format din cristale cu o geometrie regulată, dispuse uniform și compact. În figura 2, *b* se prezintă morfologia stratului pasiv de pe suprafața unei epruvete piritizate care a fost supusă testului de coroziune fisurantă sub tensiune.

Fig. 1. Aspectul stratului pasiv pe o probă piritizată; ×500



a



b

Fig. 2. Aspectul și compoziția stratului de pasivare determinate la microsonda electronică *a* (×500) și la microscopul Scanning *b* (× 500)

Stratul pasiv nu s-a desprins de pe suprafața probei ci s-a fisurat intercristalin o dată cu fisurarea epruvetei.

Pentru determinarea aderenței stratului pasiv la metalul de bază s-a trasat un caroiaj pe două direcții perpendiculare, liniile fiind la distanța de 1 mm unele față de altele.

Din examinarea la mărire X 10 a probelor respective au rezultat următoarele:

— pentru toate probele încercate nu s-au constatat exfolieri ale stratului de pirită care să ducă la apariția metalului de bază, ceea ce arată o aderență bună la interfața metal/strat pasiv;

— ruperea stratului de pirită nu a dus la dislocări de material, ceea ce înseamnă că stratul are o plasticitate mare, comparabilă cu cea a materialului de bază.

Rezistența la coroziune fisurantă sub tensiune în mediu cu H_2S (CFST)

Experimentările de coroziune fisurantă sub tensiune s-au efectuat pe oțel G 52/28, în stare protejată prin piritizare și neprotejată.

Probele de coroziune fisurantă sub tensiune au fost prelevate din tablă groasă pe direcția Z a tablei (transversal pe grosimea tablei).

Din datele existente în literatura de specialitate rezultă că direcția de aplicare a tensiunilor mecanice are un rol important.

În condițiile reale de utilizare, în care tensiunile mecanice se manifestă în toate direcțiile (fundul filetului, tensiuni reziduale de sudură, puncte de coroziune), la un conținut în sulf relativ mare (0,006%), direcția de solicitare cea mai vulnerabilă este direcția Z.

În acest caz, tensiunea mecanică este perpendiculară pe axa mare a incluziunilor de sulfuri și, respectiv, a fisurilor induse de hidrogen care iau naștere la extremitățile incluziunilor provocînd ruperea.

Rezultatele experimentărilor de coroziune fisurantă sub tensiune în H_2S sînt prezentate în tabelul 5.

Tabelul 5

Materialul	Starea suprafeței	Tensiune limită de rezistență la CFST în H_2S	
		procente din valoarea $R_{po,2}$ efectiv, %	N/mm²
Oțel G52/28 laminat, probe pe direcția Z	nepiritizate	20	67,7
	piritizate	50	154
Oțel G52/28 forjat	nepiritizate	60	214,2
	piritizate	80	259
Oțel G52/28 sudat, conform CTE—RG+	nepiritizate	60	215,2
detensionate	piritizate	70	243
Oțel G52/28 sudat necorespunzător	nepiritizate	50	180
	piritizate	60	204,85

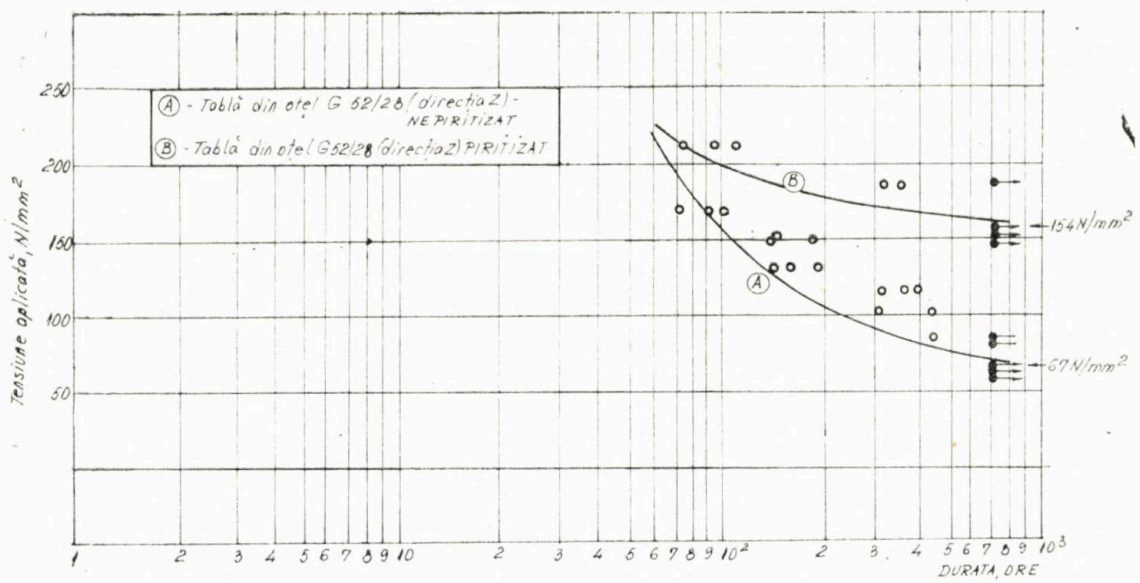
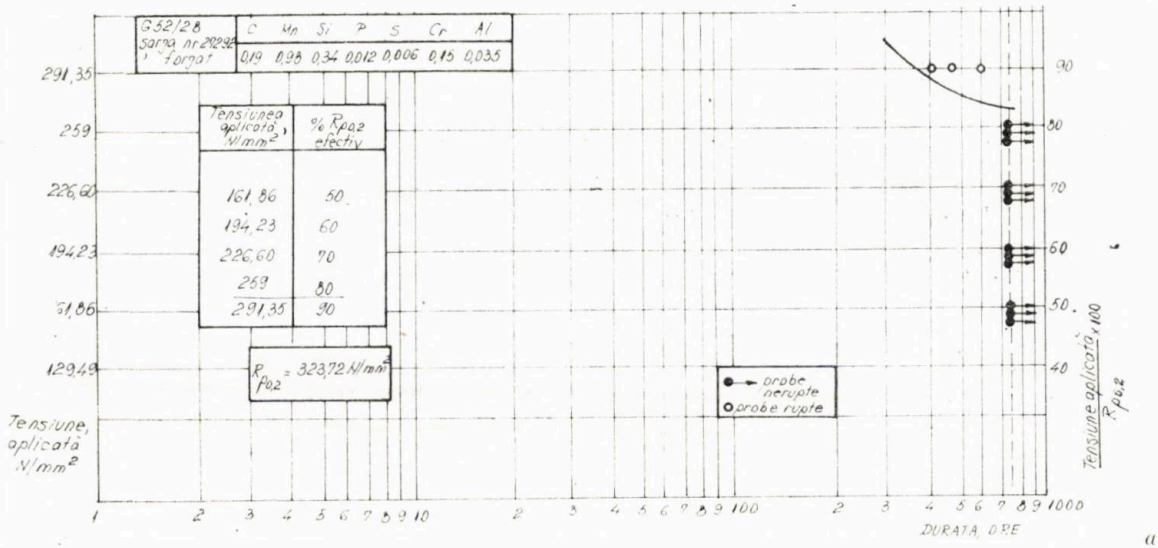


Fig. 3. Poziția relativă a curbelor limită de rezistență la CFST în H_2S a tablei groase din oțel G 52/28 (direcția Z), în stare protejată și neprotejată prin piritizare



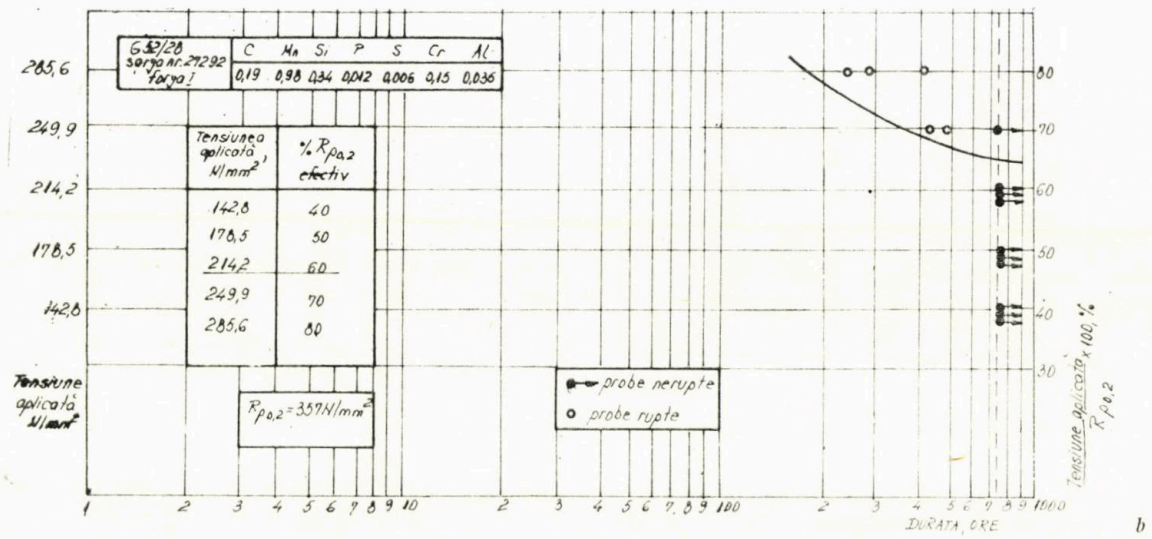
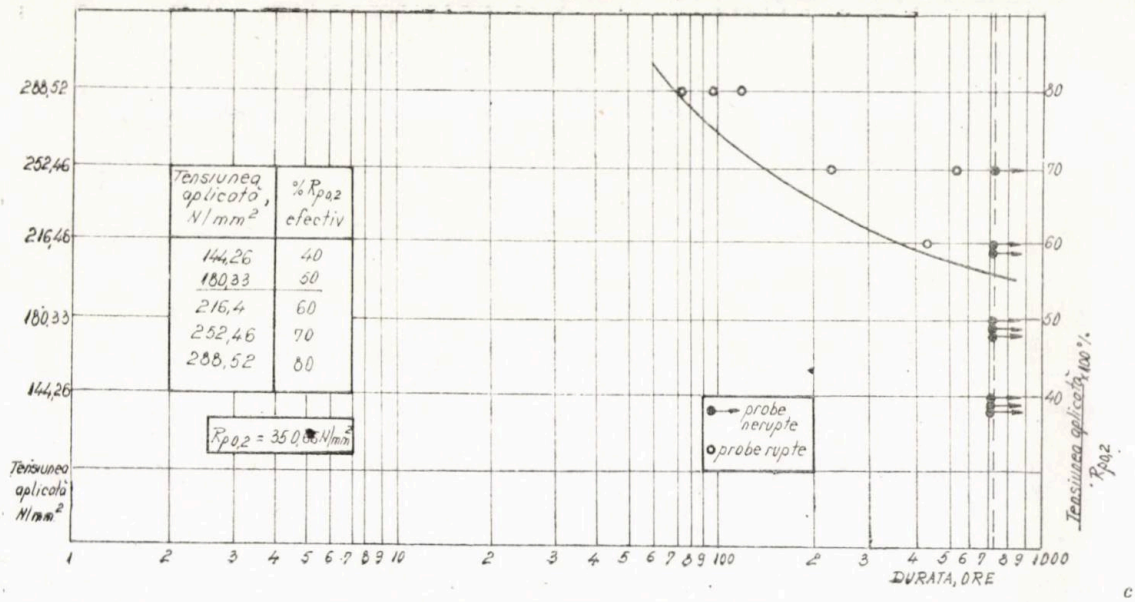
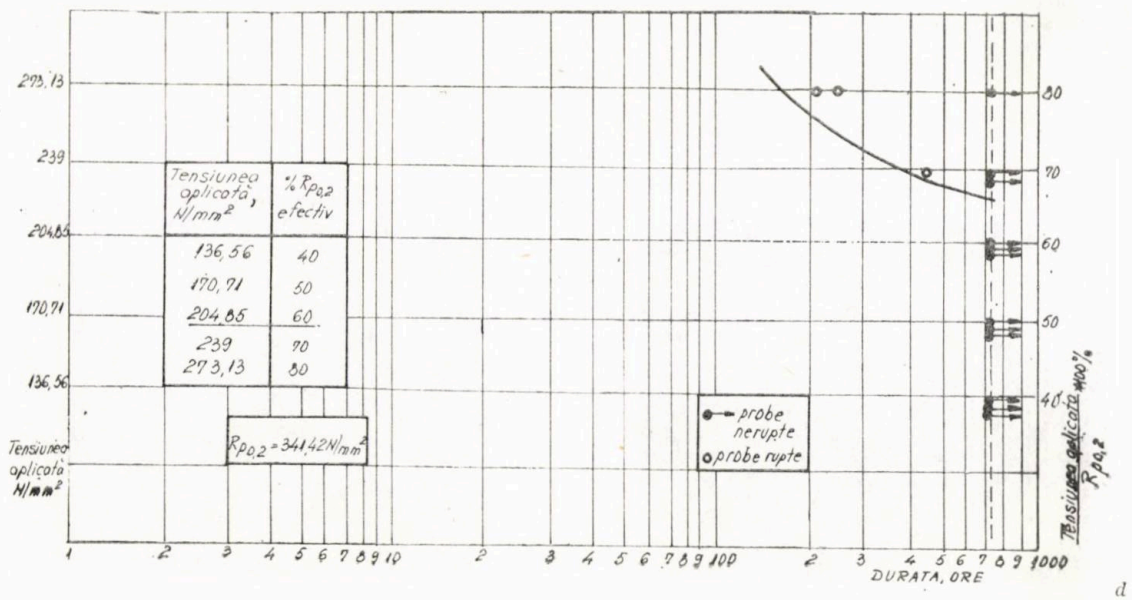


Fig. 4. a și b


288,52
252,46
216,46
180,33
144,26
Tensiunea aplicată N/mm²
Tensiunea aplicată, N/mm²
% Rp0,2 efectiv
144,26 40
180,33 50
216,4 60
252,46 70
288,52 80
Rp0,2 = 350,88 N/mm²
probe nerupte
probe rupte
DURATA, ORE
Tensiunea aplicată x 100 %
Rp0,2
c


273,13
239
204,85
170,71
136,56
Tensiunea aplicată N/mm²
Tensiunea aplicată, N/mm²
% Rp0,2 efectiv
136,56 40
170,71 50
204,85 60
239 70
273,13 80
Rp0,2 = 341,42 N/mm²
probe nerupte
probe rupte
DURATA, ORE
Tensiunea aplicată x 100 %
Rp0,2
d

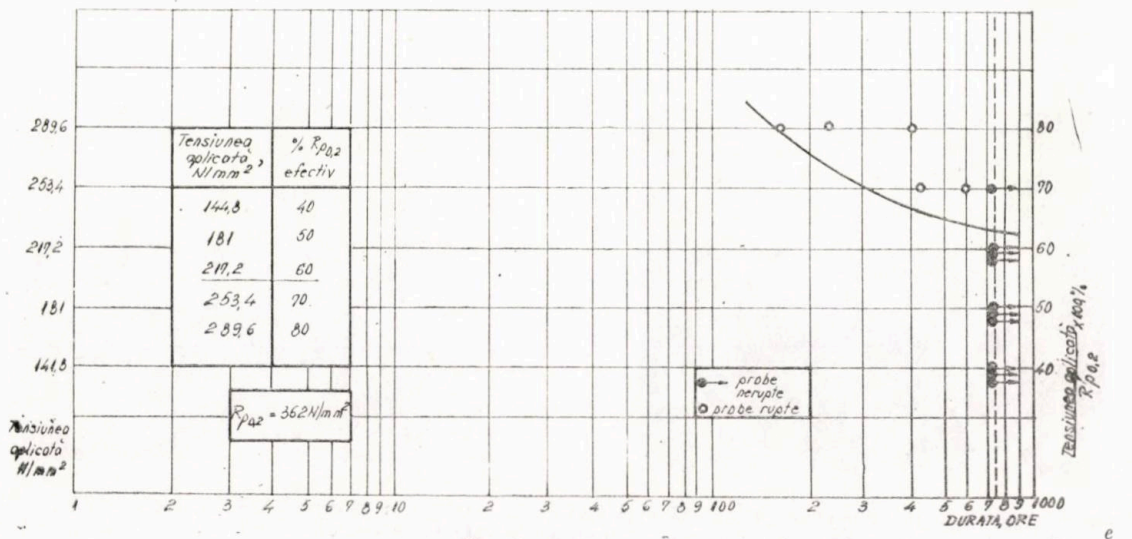

289,6
253,4
217,2
181
144,8
Tensiunea aplicată N/mm²
Tensiunea aplicată, N/mm²
% Rp0,2 efectiv
144,8 40
181 50
217,2 60
253,4 70
289,6 80
Rp0,2 = 362 N/mm²
probe nerupte
probe rupte
DURATA, ORE
Tensiunea aplicată x 100 %
Rp0,2
e

Fig. 4. c, d și e

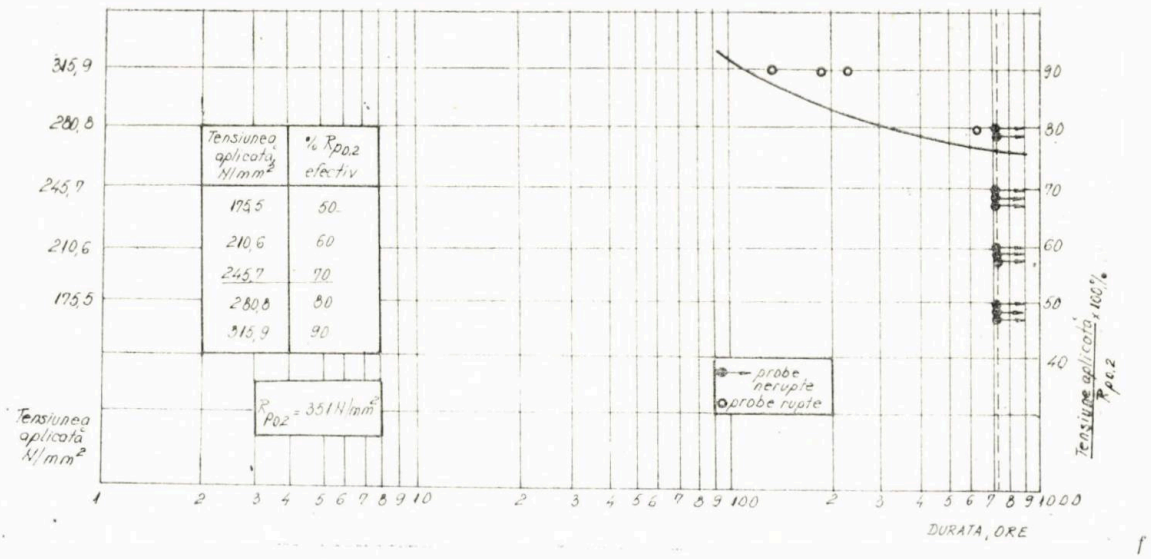


Fig. 4. Curba limită de rezistență la coroziune fisurantă sub tensiune, conform NACE TM01—77 pentru oțel G52/28: *a* — forjat, piritizat; *b* — forjat nepiritizat; *c* — sudat necorespunzător, nepiritizat, *d* — sudat necorespunzător, piritizat; *e* — sudat conform CTE—RG + detensionare, nepiritizat; *f* — sudat conform CTE — RG + detensionare, piritizat

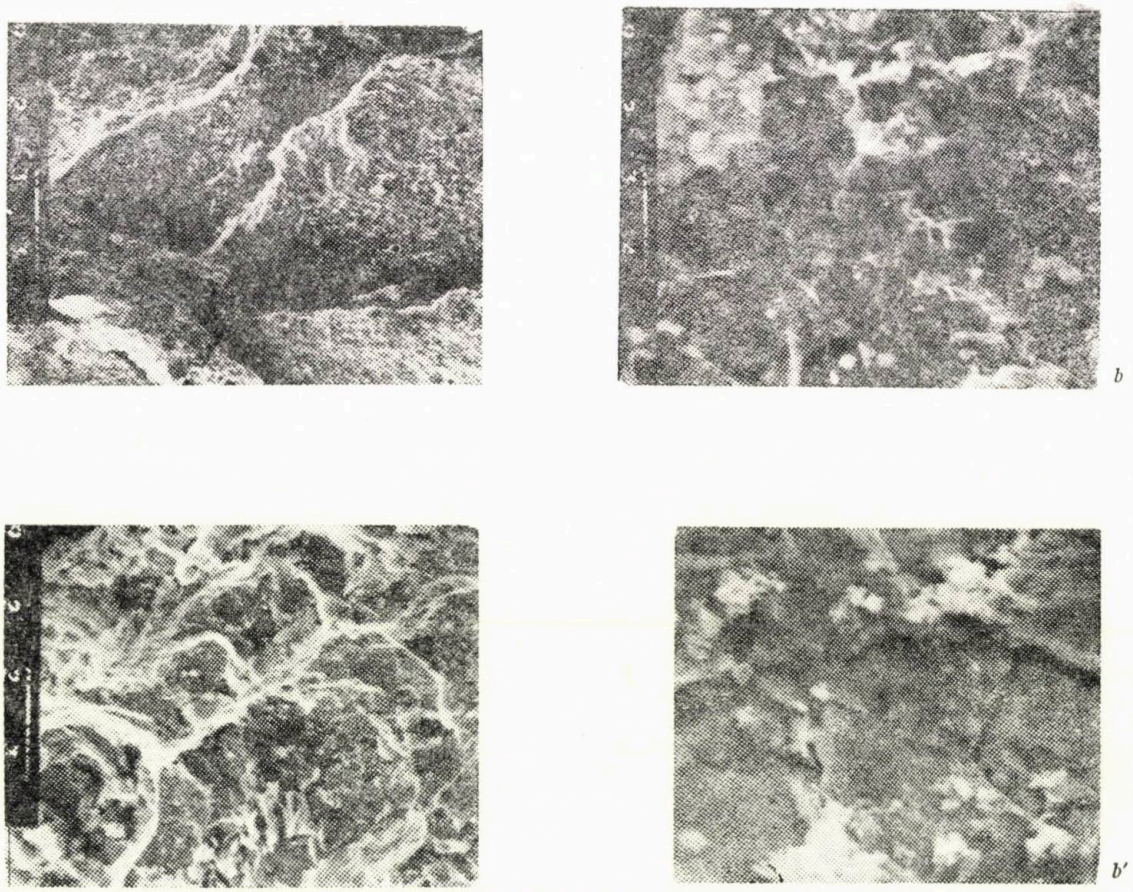


Fig. 5. Zona de rupere a unei probe rupte prin CFST în H_2S; *a* — probă prelevată din tablă groasă pe direcția Z — piritizată: *a'* — × 100; *b'* — ×2000; *b* — sudată, cu durități în sudură de cca 300 *HB*: *a'* — × 300; *b'* — x 3000

În figura 3 se prezintă poziția relativă a două curbe limită de coroziune fisurantă sub tensiune, determinate pe tablă groasă din oțel G 52/28 (probe prelevate pe direcția Z).

Din analiza rezultatelor experimentale a rezultat că pasivarea oțelului prin piritizare a determinat creșterea tensiunii de rezistență la coroziune fisurantă sub tensiune cu mai mult de 100%, comparativ cu oțelul nepasivat.

Creșterea tensiunii limită de rezistență la CFST în H_2S, ca urmare a pasivării prin piritizare, s-a menținut atît în cazul probelor provenite din material forjat (cu coroiaj de cca 21%), cît și în cel sudat (cu coroiaj de cca 12%) (fig. 4, *a—f* și tab. 4). Valorile durității de cca 300 *HB* în cordonul de sudură micșorează valoarea tensiunii limită de rezistență la CFST în H_2S atît în oțelul nepiritizat cît și la cel piritizat.

Din examinarea macro și microscopică a suprafețelor de rupere ale probelor rupte prin coroziune fisurantă sub tensiune au rezultat următoarele: în toate cazurile ruperea a avut un caracter fragil; în secțiunea probelor apar fisuri de fragilizare prin hidrogen atît în materialul piritizat, cît și la cel nepiritizat.

Fenomenul este explicabil deoarece mecanismul de propagare a fisurilor la CFST în H_2S este cel al fragilizării cu hidrogen.

Fisurile sînt amorsate în perlită, iar în cazul materialului sudat, acestea apar atît în materialul de bază, cît și în cordonul de sudură (fig. 5).

Din examinarea la microscopul Scanning a rezultat că ruperea are, în toate cazurile, un caracter fragil, cu fisuri propagate intergranular, cu numeroase produse de coroziune în zona de rupere.

La probele prelevate pe direcția Z, ruperea s-a produs în plăgi (fig. 5); imaginea mărită a acestora pune în evidență o rețea de fisuri intergranulare și numeroase produse de coroziune. În cazul probelor prelevate din material sudat, ruperea s-a produs de-a lungul benzilor mai dure de perlită (fig. 11).

Concluzii

Pasivarea oțelului G 52/28 prin atac controlat cu H_2S a permis crearea, pe suprafața oțelului, a unui strat cu calități protectoare.

Stratul pasiv are o grosime de cca 270 μm și este format din următoarele faze cristaline: pirită în medie 50%, pirotită în medie 25% și marcasit 25%.

Stratul este compact, aderent și cu plasticitate comparabilă cu cea a metalului de bază.

Pasivarea prin piritizare a avut ca efect creșterea tensiunii limită de rezistență la coroziune fisurantă sub tensiune:

— tabla groasă (direcția Z) de la 67 la 154 N/mm²;

— oțel forjat de la 214 la 259 N/mm²;

— tabla sudată, conform CTE-RG, de la 217 la 246 N/mm²;

— tabla sudată cu durități în sudură de cca 300 *HB*, de la 180 la 204 N/mm².

Valori ale durității de cca 300 *HB* în cordonul de sudură micșorează valoarea tensiunii limită de rezistență la CFST în H_2S atît la oțelul nepiritizat, cît și la cel piritizat.

Ruperea prin coroziune fisurantă sub tensiune a avut un caracter fragil, cu fisuri propagate intergranular specific modului de propagare prin fragilizare cu hidrogen.

La probele sudate, ruperea s-a produs în materialul de bază, de-a lungul benzilor mai dure de perlită.

BIBLIOGRAFIE

[1] Shoesmith, D. W., Taylor, Peter, Bailey, M.G. *The Formation of Ferrous Monosulfide Polymorphs during Corrosion of Iron by Aqueous Hydrogene Sulfide at 21°C.* În: Corrosion of Iron, S.U.A. vol. 127, nr. 5., 1980

[2] Teware P. H. Wallace, G. Compbell, A.B. *The Solubility of Iron Sulfides and Their Role in Mars Transport in Girdler Sulfide Hary Water Plants.* Atomic Energy of Comanda Std, aprilie, 1978.

[3] Wikjord, A. G. Rummery, T. E. *Corrosion and deposition during the exposure of carbon steel to hydrogen sulphide-water solutions.* Chemistry and Materials Science Division, Manitaba, Canada, 1979.

[4] Druce, D. Craig *Effect of Copper on the Protectiveness of Iron Sulfide Films.* In: Corrosion, S.U.A., vol. 40 nr. 9, 1984.

Particularități ale transferului de căldură și de masă la nitrurarea în gaz și plasmă

Dr. ing. E. Florian, dr. ing. M. Cojocaru, și S. Ciucă
Institutul Politehnic București
ing. C. Geamănu
I.E.M.I. București

CZ : 621.785.53

Cercetările privind nitrurarea în plasmă sînt orientate în prezent în două direcții principale : o direcție care vizează aspectele tehnologice ale procedeului și care cuprinde marea majoritate a cercetărilor [1]—[7]; cealaltă direcție care are ca obiectiv elucidarea și explicarea aspectelor teoretice, cu caracter fundamental, ale procesului [8], [9]. Dacă fizica descărcării luminiscente anormale în gaze rarefiate, care conțin azot, este, cu mici excepții, cunoscută și unanim acceptată, fenomenele care privesc participarea produsului metalic situat în plasma descărcării luminiscente, care trebuie să-i intereseze deopotrivă pe fizicieni și pe metalurgiști, sînt încă departe de a fi elucidate.

Aceasta creează păreri contradictorii, uneori confuzii, cu repercusiuni grave asupra modului în care este utilizat procedeul în practica tratamentelor termochimice și asupra modului în care se întocmesc tehnologiile de tratament termochimic.

În cele ce urmează, autorii își propun ca, pe baza rezultatelor cercetărilor proprii, desfășurate pe durata unui deceniu, și a celor publicate în literatura de specialitate, să pună în discuție cîteva dintre problemele cu caracter teoretic, fundamental, care vizează procesele de transfer de energie și de masă, la saturarea produselor din aliaje feroase în plasma descărcării luminiscente anormale, cu referire concretă la cementarea cu azot.

Nitrurarea în plasmă care conține azot (amoniac, amestecuri $N_2 + H_2$, $N_2 + H_2 + Ar$ etc.), desfășurîndu-se la temperaturi relativ scăzute (de obicei sub temperatura eutectoidă a sistemului Fe-N), asigură încălzirea pieselor supuse prelucrării, prin preluarea de aceștia a energiei ionilor pozitivi, accelerați în cîmpul electrostatic. Modelele fizice de calcul al temperaturii unui produs metalic în regim staționar, pornind de la legile fundamentale ale teoriei cinetico-moleculare, nedînd rezultate satisfăcătoare, autorii au determinat un model empiric, utilizînd metode statistice de planificare a experimentului [1]. Ținînd seamă de mecanismul transferului de căldură s-au considerat patru mărimi variabile : presiunea în spațiul de lucru, torr (X_1) ; tensiunea în V (X_2) ; suprafața laterală a unei piese S, cm² (X_3) și volumul V, cm³ (X_4), care au avut în centrul experimentului valorile : $X_{10} = 2{,}5$ torr ; $X_{20} = 500$V ; $X_{30} = 42{,}4$ cm² și $X_{40} = 14{,}1$ cm³, precum și intervalele de variație : $X_1 = 0{,}5$ torr ; $X_2 = 80$ V ; $X_3 = 4{,}71$ cm² și $X_4 = 3{,}14$ cm³.

În aceste condiții, modelul care dă valoarea temperaturii în regim staționar este :

$$T = 393{,}10 + 24{,}19\ x_1 + 69{,}33\ x_2 - 11{,}0\ x_3 + \\ + 16{,}06\ x_4 + 9{,}19\ x_1x_2 + 2{,}31\ x_3x_4 \qquad (1)$$

unde x_i reprezintă valoarea codificată a factorului X_i :

$$x_i = \frac{X_i - X_{i0}}{X_i} \qquad (2)$$

Trebuie arătat faptul că modelul reprezentat de ecuația (1) este valabil numai pentru instalația, dispozitivul, tipul de piesă, încărcătura și încărcarea volumetrică, specifice, care au fost utilizate în experimentul utilizat. El nu are o valabilitate generală, fiind necesară determinarea, pentru fiecare condiție specifică, a unei noi ecuații. Ea poate fi însă utilizată pentru punerea în evidență a principalelor caracteristici ale transferului de căldură la nitrurarea în plasmă, caracteristici care pot asigura o exploatare corectă, eficientă, a unei asemenea instalații.

Se observă că temperatura de regim a piesei în timpul nitrurării scade o dată cu creșterea suprafeței laterale și crește o dată cu creșterea volumului acesteia. Aceste afirmații par să fie în contradicție cu reprezentarea existentă privind transferul de căldură la nitrurarea în plasmă. Conform acestei reprezentări, creșterea suprafeței de lovire ar trebui să ducă la creșterea intensității schimbului de căldură, deci, a temperaturii piesei.

O analiză mai aprofundată a fenomenelor de transfer de căldură în plasma descărcărilor luminiscente indică o serie de aspecte specifice care nu au fost luate în considerare. Astfel, temperatura produsului încălzit prin bombardamentul ionilor pozitivi este rezultatul acumulărilor de căldură Q_a, în timpul procesului. Această cantitate de căldură rezultă din diferența dintre căldura transmisă corpului prin cedarea de către ioni a energiei lor de mișcare Q_b (proporțională cu aria suprafeței produsului) și căldura cedată mediului exterior (din incinta

instalației) prin radiație Q_r, datorită faptului că temperatura piesei este mai mare decît temperatura mediului, care o înconjoară :

$$Q_a = Q_b - Q_r \qquad (3)$$

Creșterea suprafeței laterale a produsului influențează pozitiv temperatura, prin creșterea cantității de energie Q_b, și negativ, prin creșterea cantității de căldură pierdută prin radiație Q_r, care duce la creșterea temperaturii mediului din jurul piesei. În cazul în care volumul piesei este mare (piese masive), preponderent devine fluxul de căldură de la suprafață spre interiorul piesei (Q_a crește ducînd la creșterea temperaturii), iar cînd volumul piesei este mic, important devine fluxul de la suprafața piesei către mediul înconjurător (Q_r crește ducînd la scăderea temperaturii piesei). Acest mecanism, deși simplu și evident, a putut fi pus în evidență, după cum s-a arătat, numai prin modelarea procesului de încălzire.

În acest context, caracteristicile dimensionale ale încărcăturii și ale dispozitivului de încărcare capătă o importanță deosebită în afara suprafeței laterale a piesei, în jurul căreia se realizează descărcarea. O încărcătură cu suprafață mare asigură și o valoare mare a cantității de căldură Q_r, în prima perioadă a procesului, ajungîndu-se ca, în timpul funcționării în regim staționar (cînd temperatura rămîne practic constantă), datorită creșterii temperaturii din incinta de lucru, aceasta să scadă, ceea ce face ca temperatura piesei să crească.

Consecințele acestei concluzii au importanță practică deosebită privind exploatarea eficientă a instalațiilor de nitruare în plasmă. Pentru o anumită instalație, în condițiile realizării unei încărcări specifice volumice mari, între anumite limite, care rezultă din analiza modelului, pot fi tratate și încărcături neuniforme. Produse cu caracteristici dimensionale diferite pot fi introduse în aceeași încărcătură, calculînd pentru fiecare tip de piesă, cu ajutorul ecuației (1), valoarea temperaturii în regim staționar. Este valabilă desigur și o afirmație în sens invers, și anume : o încărcătură uniformă poate asigura, în funcție de poziția relativă a pieselor, de densitatea lor, de poziția față de diferite elemente ale dispozitivului sau ale retortei, temperaturi diferite ale piesei. Mai mult decît atît, aceeași piesă, care are o variație a masivității (raportul S/V) pe una, două sau pe toate cele trei axe, se încălzește neuniform : porțiuni ale probei cu masivitate mare (valori mici ale raportului S/V) vor avea, în timpul procesului, o temperatură superioară porțiunilor cu masivitate mică.

Dacă se mai are în vedere, ca variabile cu influențe calitative, proba martor (la care influențează atît forma, cît și dimensiunile) sau piesa (la care influențează de fapt caracteristicile dimensionale ale porțiunii respective) în care se introduce termocuplul, pentru măsurarea și reglarea temperaturii, se obține o imagine a complexității caracteristicilor proceselor de transfer de căldură la nitrurarea în plasmă, toate aceste procese influențînd în mod direct unul din cei doi parametri ai unui tratament termochimic : temperatura la care se desfășoară procesele de adsorbție și difuzie.

Ca și transferul de căldură, transferul de masă are o serie de particularități, din care cele mai importante vor fi evidențiate în continuare. Aceste particularități sînt determinate în principal de prezența cîmpului electrostatic, a cărui energie modifică, pe de o parte, caracteristicile chimice ale interacțiunii gaz-metal și, pe de altă parte, mecanismul și cinetica proceselor de saturare.

O influență deosebită a cîmpului electrostatic, la valori ale acestuia care produc descărcări în gaze, se manifestă asupra chimismului reacțiilor. Cercetările experimentale proprii, precum și ale altor autori, au arătat că utilizarea azotului chimic pur ca atmosferă în spațiul interelectrodic nu produce nitrurarea. Descărcarea luminiscentă se produce, ceea ce înseamnă că se produce și ionizarea moleculelor de azot, care bombardează catodul, dar nu are loc adsorbția azotului. Prezența hidrogenului molecular adăugat în amestec cu azotul, chiar în proporții foarte mici, are drept consecință saturarea materialului din stratul superficial. Această constatare concordă cu măsurătorile privind compoziția plasmei unor descărcări luminiscente produse de amestecuri gazoase ($N_2 + H_2$), în diferite proporții (tab. 1) [7]. Creșterea proporției de hidrogen molecular adăugat atmosferei inițiale de azot molecular de la 0 la 25% are următoarele consecințe

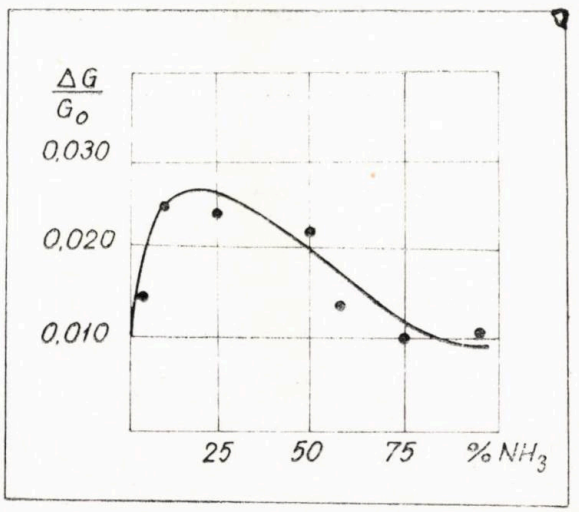


Fig. 1. Variația gradului de adsorbție a azotului cu conținutul de amoniac din amestecul $NH_3 + Ag$

Tabelul 1

Compoziția ionică a mediului de nitrurare pentru amestecuri diferite $N_2 + H_2$ la nitrurarea în plasmă

Ionii	Compoziția mediului gazos, %			
	azot pur	99,9 %N_2 + 1 %H_2	95 %N_2 + 5 %H_2	75 %N_2 + 25 %H_2
N^+	16,8	15,1	11,8	9,8
N_2^+	55,5	40,0	35,6	30,0
N_3^+	6,0	1,2	—	—
N_4^+	13,8	5,7	3,1	2,3
NH_4^+	2,1	9,6	16,1	16,7
NH_3^+	1,2	0,5	—	—
N_2H^+	1,6	8,6	10,7	10,8
N_3O^-	0,8	0,5	0,3	—
H^+	1,4	11,7	14,4	17,0
H_2^+	0,6	5,1	8,0	13,0
H_3^-	—	0,7	—	—
O_2^-	0,4	—	—	—

în ceea ce privește compoziția atmosferei din spațiul interelectrodic:

— scăderea conținutului de ioni de azot (N^+, N_2^+, N_3^+, N_4^+) de la 92 la 42%;

— creșterea conținutului sumar de radicali (NH_4^+, N_2H^+) de la 3,7 la 27,5%;

— menținerea în limite foarte scăzute (chiar zero la proporții mai mari de hidrogen) a conținutului de NH_3^+.

Pe baza acestor date și avînd în vedere faptul că grosimea stratului nitrurat în plasmă crește o dată cu proporția de hidrogen (în limitele 0—25%), se poate aprecia faptul că nici radicalii pozitivi de azot (N_2^+) și nici de amoniac (NH_3^+) nu produc nitrurarea. Adsorbția azotului de către suprafața metalului se realizează numai prin bombardamentul radicalilor NH_4^+ și N_2H^+. În favoarea acestor constatări pledează rezultatele obținute de autori privind nitrurarea unor probe din oțel 38MoCrAl09 în amestecuri $NH_3 + Ar$, cu conținuturi variabile de NH_3 [9]. Cantitatea de azot adsorbită, determinată gravimetric prin creșterea relativă de greutate $\Delta G/G_0$ la nitrurarea timp de 1 h (după atingerea temperaturii de 520°C), în plasma realizată la $p = 1$ torr și $U = 630$ V, se realizează la amestecuri $NH_3 + Ar$ la conținuturi scăzute de amoniac (5—6%). Acest lucru se explică dacă se admite că scăderea presiunii parțiale a amoniacului în amestecul gazos introdus inițial în incinta de lucru duce la scăderea stabilității sale. Sub acțiunea suplimentară a energiei cîmpului electrostatic, molecula de amoniac, eventual și ionizată (NH_3^+), se transformă în radicalii activi (NH_4^+) și $(N_2H)^+$, cu o capacitate mult mai mare de a fi adsorbite. Rezultatele experimentale prezentate confirmă, deci, influența favorabilă a hidrogenului în spațiul de lucru, prin formarea unor radicali $(N_mH_n)^+$, diferiți însă de radicalul $(NH_3)^+$.

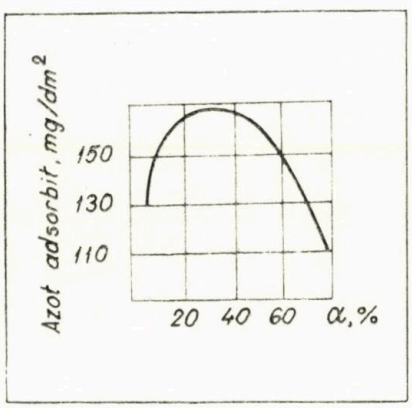


Fig. 2. Variația cantității de azot adsorbit în funcție de gradul de disociere a amoniacului ($T = 650$°C, $t = 0,5$ h, oțel OLC 35)

Din cele prezentate se poate trage o concluzie foarte importantă din punct de vedere practic privind utilizarea gazelor inerte ca „atmosferă suport" la nitrurarea în plasmă. Ele permit abordarea unei game largi de potențiale de azot, realizînd o compoziție optimă a ionilor

în plasmă, astfel încît, reglînd raportul dintre intensitatea cu care se desfășoară procesele de adsorbție și de pulverizare catodică, să se obțină structura dorită în stratul superficial.

O curbă cu maximum prezintă și variația cantității de azot în funcție de conținutul de amoniac din atmosferă ($N_2 + H_2 + NH_3$), în cazul nitrurării gazoase, pentru un grad de disociere a amoniacului între 20 și 40% (fig. 2). Dacă creșterea azotului adsorbit o dată cu creșterea proporției de amoniac nedisociat (deci cu micșorarea lui α) este evidentă, atunci scăderea acestuia o dată cu creșterea gradului de disociere a amoniacului (pentru valori mici ale lui α) necesită explicații suplimentare. Această comportare explicată de autori prin mecanismul ionic de adsorbție [2]—[4] implică existența, în spațiul de lucru al cuptorului, a unei proporții minime de radicali $N_m H_n$ (fără să se poată deocamdată preciza valorile lui m și n), care se ionizează negativ (tab. 2) și sînt apoi adsorbiți în suprafața produsului metalic.

Tabelul 2

Analiza energetică a reacțiilor care pot avea loc la nitrurare

Atomosfera de lucru	Tipul reacției		Energia, J/at, g
Azot	disociere	$1\ N_2 \rightleftarrows N + N$	$-15{,}6\ 10^{-19}$
	ionizare	$+2\ N_2 \rightleftarrows N_2^+ + e^-$	$-14{,}4\ 10^{-19}$
		$-3N_2 + \bar{e} \rightleftarrows N_2^-$	$-0{,}96\ 10^{-19}$
	disociere	$4NH_3 \rightleftarrows NH_2 + H$	$-6{,}72\ 10^{-19}$
		$5NH_2 \rightleftarrows NH + H$	$-5{,}82\ 10^{-19}$
		$6NH \rightleftarrows N + H$	$-5{,}38\ 10^{-19}$
		$7NH_3 \rightleftarrows N + H$	$-14{,}92\ 10^{-19}$
		$+8NH_3 \rightleftarrows NH_3^+ + \bar{e}$	$-16{,}54\ 10^{-19}$
	ionizare	$-9NH_3 + \bar{e} \rightleftarrows NH_3^-$	$+4{,}48\ 10^{-19}$

În tabelul 3 este prezentat mecanismul ionic al adsorbției azotului în suprafața metalică. Analizînd în paralel acest mecanism pentru cele două procedee principale de nitrurare: în gaz și în plasmă, se constată o asemănare perfectă în ceea ce privește transferul de masă din faza gazoasă în faza solidă (are loc adsorbția în stare ionizată a radicalilor de tip $N_m H_n$). Diferența constă în felul ionilor produși la interfața gaz-metal: negativi, în cazul nitrurării gazoase, produși prin alipirea unui electron rezultat prin emisie termoelectronică la

Tabelul 3

Mecanismul de adsorbție a azotului

Nitrurare în gaz	Nitrurare în plasmă
$(NH_3)_{gaz} + \bar{e} \rightarrow (NH_3^-)_{gaz}$	$(NH_3)_{gaz} \rightarrow (NH_3^+)_{gaz} + \bar{e}$
$(NH_3^-)_{gaz} \rightarrow (NH_3^-)_{ads}$	$(NH_3^+)_{gaz} \rightarrow (NH_3^+)_{ads}$
$(NH_3^-)_{ads} \rightarrow (N^-)_{ads} + \left(\frac{3}{2} H_2\right)_{ads}$	$(NH_3^+)_{ads} \rightarrow (N^+)_{ads} + \left(\frac{3}{2} H_2\right)_{ads}$
$(N^-)_{ads} \rightarrow (N)_{ads} + \bar{e}$	$(N^+)_{ads} + \bar{e} \rightarrow (N)_{ads}$
$\left(\frac{3}{2} H_2\right)_{ads} \rightarrow \left(\frac{3}{2} H_2\right)_{gaz}$	$\left(\frac{3}{2} H_2\right)_{ads} \rightarrow \left(\frac{3}{2} H_2\right)_{gaz}$

molecula radicalului $N_m H_n$, și pozitivi în cazul străpungerii de către electronii emiși de metalul în jurul căruia se produce descărcarea; aceștia sînt accelerați în cîmpul electrostatic al moleculelor radicalilor $N_m H_n$, expulzînd un electron din molecula acestui radical. Electronul emis, deci, în ambele situații de suprafața produsului metalic, în funcție de nivelul de energie pe care îl posedă, ionizează moleculele radicalilor $N_m M_n$ care în această stare sînt adsorbiți în suprafața produsului metalic (fig. 3).

Indiferent de procedeul de nitrurare utilizat, procesul de saturare cu azot se desfășoară în continuare fără nici o deosebire, întrucît cîmpul electrostatic, singurul care poate modifica valorile parametrilor termodinamici și cinetici ai interacțiunii gaz — metal, nu are nici o influ-

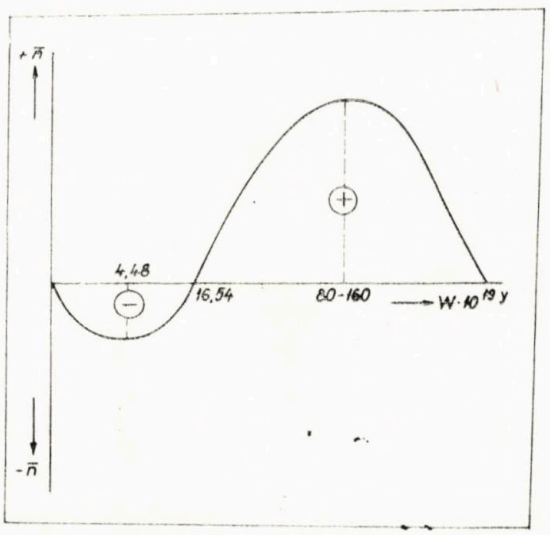


Fig. 3. Gradul de ionizare a radicalilor NH_3 în funcție de tensiunea interelectrodică a cîmpului electrostatic

ență asupra concentrației de saturație a azotului în ferită și asupra coeficientului de difuzie a azotului în soluția solidă respectivă [10]. Cercetările au arătat că numai pe o distanță foarte mică de la suprafață, cu o grosime de la cîteva distanțe interatomice la cîțiva microni, difuzia este intensificată, ca urmare a defectelor rețelei fierului introduse prin bombardamentul ionilor. În rest, coeficientul de difuzie a azotului depinde numai de concentrație și de temperatură. Afirmațiile care privesc anumite efecte de accelerare a procesului de saturare de către cîmpul electrostatic, în cazul nitrurării în plasmă, sînt complet nejustificate.

Influența cîmpului electrostatic se manifestă asupra proceselor de adsorbție, influență care afectează în principal grosimea zonei de compuși și foarte puțin adîncimea totală de nitrurare și cinetica globală a procesului de nitrurare. Eficiența tehnică și economică a procesului de nitrurare în plasmă este determinată de :

— posibilitățile mai mari de reglare a potențialului de nitrurare și, deci, a structurii stratului nitrurat ;

— scăderea consumului de energie, ca urmare a încălzirii pieselor fără retortă, fără zidărie etc ;

— micșorarea consumului de amoniac ;

— micșorarea duratei totale a ciclului de nitrurare, ca urmare a micșorării duratei de răcire ; această reducere este importantă, ținînd seamă de faptul că, după nitrurare, piesele se răcesc în instalație în curent de amoniac.

BIBLIOGRAFIE

[1] Florian, E., Cojocaru, M. *Consfătuire pe teme de tratamente termice*, vol. VII, Tg. Mureș, aprilie, 1982, p. 33—40.

[2] Florian, E., Cojocaru, M. În : Metalurgia, R.S.R., 1978, 30, nr. 6, p. 362—364.

[3] Cojocaru, M., Florian, E. În : Metalurgia, R.S.R., 1978, 30, nr. 7, p. 407—409.

[4] Florian, E., Cojocaru, M. În : Metalurgia, R.S.R., 1978, 30, nr. 8, p. 527—529.

[5] Dulămiță, T., Florian, E., Cojocaru, M. În : Metalurgia, R.S.R., 1983, 35, nr. 9, p. 439—440.

[6] Cojocaru, M. *Azotirovanie v electrostaticescom pole*, Moscova, 1976.

[7] Vedenecv, V. I. *Energhiia razriva himiceskih sviazei, potențial ionizații i srodstvo k electrona i protonu*, Moscova, 1962.

[8] Hudis, M. În : Journal Appl. Phys., Anglia, 1976, 44, nr. 4, p. 288—292.

[9] Dulămiță, T., Florian, E., Cojocaru, M. În : Metalurgia, R.S.R., 1983, 35 nr. 11, p. 567—569.

Dr. ing. P. Moldovan
și ing. Rodica Murgulescu
Institutul Politehnic București

Cercetări privind evoluția solubilității oxigenului și morfologiei oxidului cupros pe fluxul industrial de rafinare termică a cuprului blister

CZ: 546.56—12

Scopul acestei lucrări este acela de a urmări evoluția solubilității oxigenului și a morfologiei Cu_2O în cuprul blister (de convertizor), în fază industrială, în vederea stabilirii condițiilor optime de oxidare a impurităților cu afinitate față de oxigen mai mare decît cuprul.

Tehnica de experimentare. Rezultatele obținute și interpretarea lor

În fază industrială s-a urmărit variația conținutului de oxigen (Cu_2O) în cuprul blister solidificat, utilizînd probe metalografice. Șarjele (tab. 1) pentru rafinarea termică oxidantă au fost compuse din : cupru lichid, cupru solid, anozi de cupru epuizați și anozi rebut. Din probele prelevate din cuptorul static de rafinare, s-au ales trei suprafețe de lucru (10×15 mm^2), care au fost supuse pregătirii conform STAS 4 203—75. Suprafețele lustruite nu au fost atacate. Microstructurile au fost analizate cu ajutorul microscopului optic MC—5 A, în lumină naturală și polarizată. În lumină naturală, faza Cu_2O apare de culoare gri-albăstrui, iar incluziunile nemetalice și porii sînt de culoare închisă. În lumină polarizată, oxidul cupros este de culoare rubinie, iar incluziunile nemetalice sînt incolore.

Tabelul 1

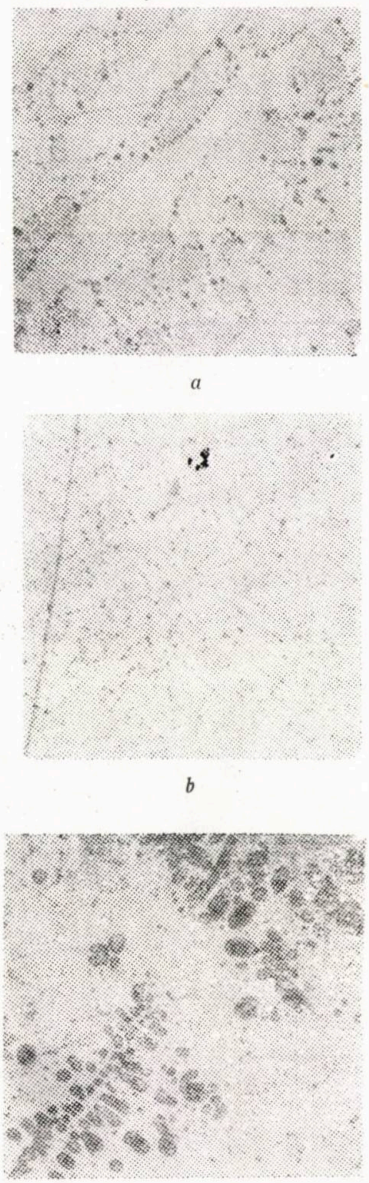
Compoziția șarjelor de la rafinarea termică a cuprului blister

Componenții șarjei	Șarja I		Șarja II	
	Conținutul de cupru, % masice	Cantitatea, *t*	Conținutul de cupru, % masice	Cantitatea, *t*
Cupru lichid	99	32	98,68	62
Cupru solid	98,83	33	98,88	24
Anozi epuizați	99,96	30	99,96	15
Anozi rebutați	99,96	7	99,96	5

În figura 1 sînt prezentate structuri tipice de aliaje Cu—O hipoeutectice (3, *a*), eutectice (3, *b*) și hipereutectice.

Din probele prelevate din cuptorul de rafinare termică, pe diferite etape ale procesului de rafinare, se poate stabili gradul de oxidare a băii metalice, pe baza conținutului fazei de Cu_2O în microstructură.

Din experimentări rezultă că, în etapa de topire, gradul de oxidare a cuprului este ridicat (fig. 2, *a*, *b*) datorită introducerii în încărcătură a unei cantități apreciabile de materiale oxidate. În structură apare, într-o proporție redusă, faza primară de Cu_2O sub formă de dendrite fărîmițate cu aspect globular, pe fondul structurii eutecticului (Cu—Cu_2O).

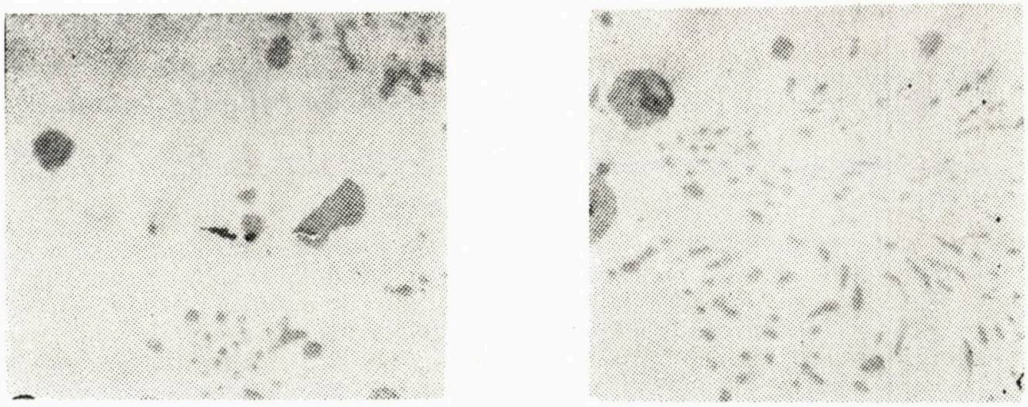


a

b

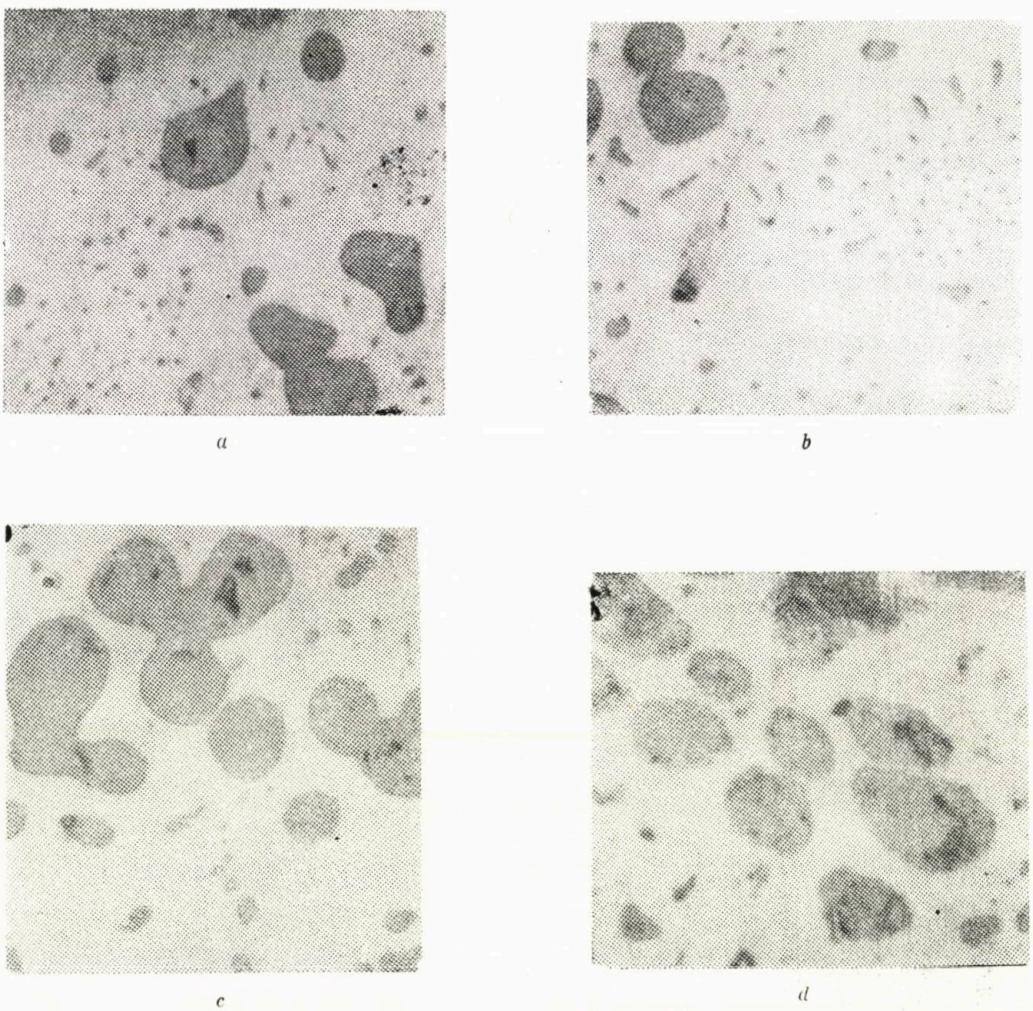
c

Fig. 1. Microstructuri tipice ale aliajelor din sistemul Cu—O : *a* — hipoeutectic (Cu + eutectic) ; *b* — eutectic (Cu—Cu_2O) ; *c* — hipereutectic (eutectic + $Cu_2O_{(S)}$) ; 100 X



a *b*

Fig. 2. Microstructura cuprului în faza de topire : *a* — 0,21 % [O] ; *b* — 0,45 % [O] ; 300 X



a *b* *c* *d*

Fig. 3. Microstructura cuprului în faza de oxidare : *a* — 0,49 % [O] ; *b* — 0,52 % [O] ; *c* — 0,56 % [O] ; *d* — 0,66 % [O] ; 300 X.

În etapa principală a procesului — oxidarea prin insuflare de aer — gradul de oxidare crește sensibil (fig. 3, *a*—*d*). Faza de Cu_2O solidă se separă, la solidificare, sub formă de dendrite fărîmițate în masa eutectică de bază. Examinînd microstructurile din figura 5, se poate afirma că s-a realizat o distribuție uniformă a principalului agent de oxidare a impurităților (Cu_2O) în toată masa cuprului, care a asigurat un conținut rezidual scăzut de impurități cu afinitate mai mare față de oxigen decît cuprul.

Conținutul de oxigen la sfîrșitul perșajului cu lemn demeșteacăn s-a redus simțitor (fig. 4), ca urmare a reacției următoare [6]:

$$(m + 3n)[Cu_2O] + 2\,C_nH_m \rightarrow n\,CO + n\,CO_2 + m\,H_2O_{(v)} + 2\,(m + 3n)\,[Cu] \qquad (6)$$

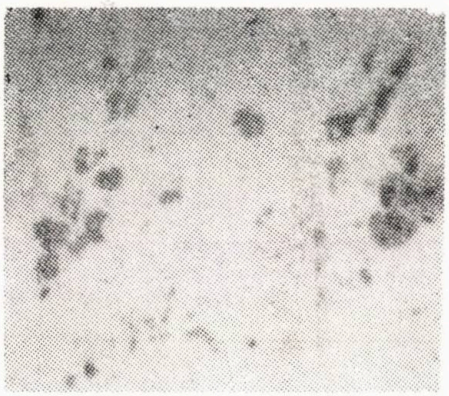


Fig. 4. Microstructura cuprului în faza de perșaj: 0,07 % [O]; 300 X

Concluzii

Metoda analizei microstructurale, pe fazele procesului tehnologic de rafinare termică a cuprului, utilizată în lucrare, este relativ simplă comparativ cu alte metode, reușindu-se controlul operativ al gradului de saturare cu oxigen (Cu_2O) a băii metalice.

Spre deosebire de metoda de determinare a conținutului de oxigen din cupru lichid prin măsurarea forței electromotoare a unei celule galvanice cu electrolit solid, analiza microstructurală este mai sugestivă, vizualizînd natura, morfologia și raportul fazelor.

Pe baza etaloanelor microstructurale realizate se pot stabili practic măsurile corespunzătoare rafinării avansate a cuprului blister (continuarea sau întreruperea proceselor, repetarea fazei de oxidare sau perșaj etc.).

BIBLIOGRAFIE

[1] Oprea, Fl., Taloi, D., Constantin, I., Murgulescu, Rodica: *Teoria proceselor metalurgice*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1978, p. 488.

[2] Moldovan, P., Brabie, V., Tocaci, Lucia, Nagy, I., Badea, S., Cazimirovici, E., Florian, E.: *Tehnologii metalurgice*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1984, p. 218.

[3] Agliţkii, V. A.: *Pyrometallurgicheskoe rafinirovanie medi*. Moscova, Izd. Metallurghiia, 1971.

[4] Mills, L. A., Hallet, G.D.: *Extractive Metallurgy of Copper*. New York, The Met. Soc. of AIME, 1976, p. 458.

[5] Elliott, J. F. În: Metallurgical Transactions, S.U.A., vol. 7 B, 1976, p. 17.

[6] Oprea, Fl., Moldovan, P. În: Revue Roumaine des sciences techniques, România, 1972, tom17, nr. 1, p. 17—24.

Metodă și instalație pentru obținerea lînei din plumb pentru instalații termonucleare

Dr. ing. I. Alexandru, dr. ing. Gh. Coman, ing. C. Baciu, ing. V. Bulancea și ing. C. Munteanu
Institutul Politehnic Iași

CZ. : 637.62 : 669.4

În urma cercetărilor experimentale efectuate în scopul găsirii unor materiale de protecție împotriva acțiunii nocive a razelor X, s-a constatat că plumbul are cel mai ridicat coeficient liniar de atenuare a acestor radiații, în comparație cu cei ai fontei, aluminiului sau betonului, în condițiile în care îi este favorabilă și grosimea stratului protector necesar înjumătățirii intensității fasciculelor de raze penetrante.

Tehnica protecției cu straturi de plumb a întîmpinat o serie de dificultăți, datorită configurației complicate a suprafeței incintelor și imposibilității izolării perfecte a acestora. În ultimul timp ,unele firme specializate din Canada au soluționat această problemă prin producerea unui fir de plumb sub formă „lînei nepieptănate", care se introduce în spațiile destinate izolațiilor și care prin batere se compactează la densitatea proiectată. În plus, se presupune că plumbul sub formă de lînă are o capacitate de izolație mai mare comparativ cu cea a tablei omogene.

Realizarea lînei de plumb în România este determinată de cerințele dezvoltării tehnologiilor nucleare în diverse sectoare de activitate și de necesitatea limitării importului de acest material.

Determinări experimentale inițiale

Conceperea unui procedeu de realizare a firelor de plumb a pornit de la analiza fizico-chimică a eșantioanelor martor, din import. În această direcție au fost efectuate mai multe determinări : analize chimice de compoziție; stabilirea greutății specifice, a diametrului echivalent și a geometriei microscopice.

Analizele chimice au fost efectuate prin metoda spectrală, rezultatele obținute fiind prezentate în tabelul 1.

Pe baza acestor date s-a ajuns la concluzia că firul de plumb supus analizei se înscrie în una din calitățile Pb_1, Pb_2 sau Pb_3, conform STAS 663—71.

În ceea ce privește greutatea specifică și diametrul echivalent, valorile determinate au fost : g = 0,67 g/m, respectiv D = 0,275 mm.

La analiza macroscopică (putere de mărire 10 X), s-a constatat o variație considerabilă a dimensiunii transversale efective a firului, dimensiune încadrată în intervalul 0,1—0,6 mm (cu o preponderență a porțiunilor de 0,15 mm), precum și o formă mai mult ovală a secțiunii.

Tabelul 1

Compoziția chimică a lînei de plumb din import

Compoziția chimică, %	Fir din import	Eșantionale realizate		
		A	B	C
Ag	0,07	0,0071	0,014	0,031
Cu	0,004	0,0015	0,012	0,035
Bi	0,08	0,040	0,089	0,20
Zn	nedetectat	0,0037	0,0089	0,020
Sn	0,02	0,0079	0,012	0,059
As	0,04	0,087	0,017	0,041
Pb	rest	rest	rest	rest

Elaborarea tehnologiei de producere a firelor de plumb

În urma analizei macroscopice a geometriei firului de plumb important, se poate propune o schemă de principiu a instalației tehnologice de obținere (fig. 1). În condițiile în care viteza topiturii de plumb în punctele B și C se află în relația $v_C > v_\beta$ (pentru a nu se produce ruperea firului topit în zona A—C), iar v_A este suficient de mare pentru a se asigura continuitatea firului (cunoscută fiind valoarea relativ mare a tensiunii superficiale a plumbului

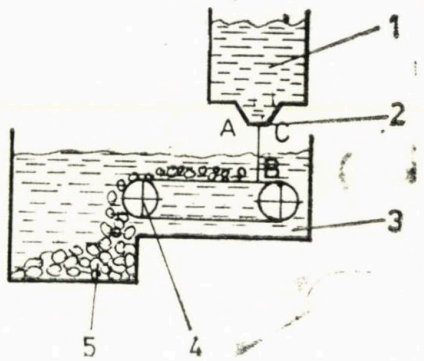


Fig. 1. Schema de principiu pentru realizarea lînei de plumb din import : *1* — retorta termostatată ; *2* — duza de evacuare ; *3* — cuva cu lichidul de răcire ; *4* — banda transportoare ; *5* — lîna de plumb

și tendința acestuia de a se transforma în picături la nivelul duzei), se poate explica atît inconstanța secțiunii transversale a firului de plumb, cît și aspectul său încrețit.

Conceperea unei tehnologii proprii de producere a firelor de plumb a urmărit posibilitatea obținerii unei game sortimentale mai largi pentru produsul finit, îmbunătățirea preciziei dimensionale, creșterea productivității și asigurarea unei duble utilizări a instalației.

Procedeul propus constă în lansarea unui jet de plumb topit pe suprafața laterală (plană) a unui disc metalic aflat în mișcare de rotație, care poate asigura răcirea firului; de pe această suprafață el urmează să fie ulterior îndepărtat și depozitat în conteinere (fig. 2). În acest mod, pot fi menținuți constanți următorii parametri: viteza de lansare, viteza de preluare, lungimea în aer a jetului lichid cu asigurarea unui raport maxim de 2 : 1 în ceea ce privește neuniformitatea secțiunii transversale.

Rezultate experimentale

Cu ajutorul instalației proiectate și realizate au fost efectuate mai multe determinări la care s-a urmărit influența atît a unor parametri tehnologici (temperatura plumbului din retorta termostatată, viteza de preluare a jetului, debitul real al duzei de evacuare), cît și a formelor constructive adoptate pentru unele părți componente (forma duzei de evacuare, diametrul orificiilor duzei, forma retortei termostatate, dimensionarea izolației termice a retortei, sistemul de reglare a distanței dintre duză și discul de preluare a firului, diametrul și forma discului metalic etc.).

Date experimentale obținute în urma unei multitudini de încercări au fost centralizate în tabelul 2.

Analiza rezultatelor determinărilor efectuate duc la unele concluzii privind optimizarea formelor constructive și a parametrilor tehnologici de exploatare a instalației.

Retorta termostatată va fi realizată în două trepte (partea superioară avînd volumul mai mare) pentru a asigura variații foarte mici ale presiunii de evacuare. Izolarea termică a retortei va fi supradimensionată pentru a reduce inerția termică la cuplarea rezistențelor de încălzire (în caz contrar efectele negative vor afecta calitatea firelor obținute).

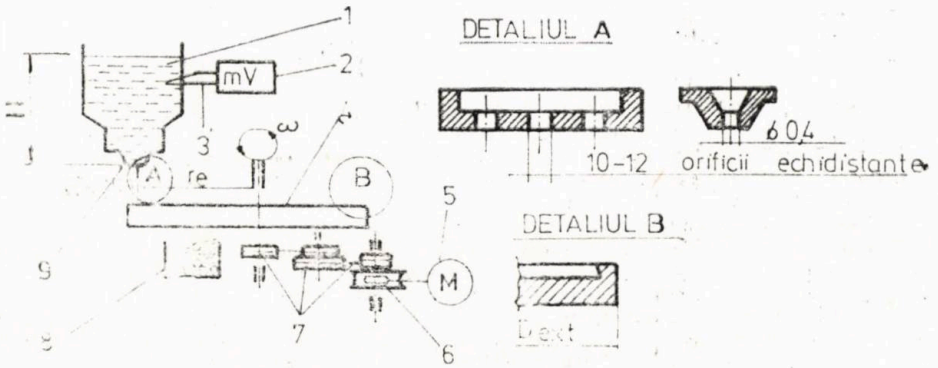


Fig. 2. Schema de principiu a instalației de producere a firei de plumb indigene: *1* — retortă termostatată; *2* — termocuplul Fe—Ct; *3* — milivoltmetru; *4* — disc metalic de preluare a firului; *5* — motor electric de curent continuu; *6* — reductor melcat; *7* — transmisie cu curea; *8* — recipient colector; *9* — duză de evacuare

Tabelul 2

Date comparative între firul de plumb de producție indigenă și cel din import

Proba	Temperatura, C°	Viteza de prelucrare, mm/min	Lungimea probei, mm	Greutatea probei, g	Greutatea specifică a firului, g/m	Diametrul echivalent, mm	Debitul real al duzei, g/min	Productivitatea, kg/h
1	400	28	1750	4,210	2,406	0,519	67,0	4,042
2	400	34	1990	2,640	1,327	0,386	45,15	2,707
3	400	37	6670	4,000	1,049	0,343	38,81	2,328
4	405	46	5810	4,240	0,729	0,286	33,57	2,014
5	380	46	2570	0,680	0,264	0,172	12,17	0,73
6	Fir import				0,670	0,275	—	—

Pentru a preveni întreruperea jetului de plumb topit se va asigura o vibrare ușoară (10—15 lovituri/min) a retortei.

Duza de evacuare va avea mai multe orificii (detaliul A), variantă care asigură îmbunătățirea proprietăților hidrodinamice ale jetului de topitură și mărirea debitului de aproape trei ori.

Ținînd seamă de raportul dintre secțiunea duzei și cea a firului de plumb, precum și de viteza jetului de lichid, se vor determina limitele valorice ale vitezei liniare de preluare a firului de către suportul metalic $v_{s\,max}$ și $v_{s\,min}$. Obținerea unei plaje a vitezei de preluare a impus adoptarea constructivă a diametrului exterior al discului metalic, a razei efective de preluare și a distanței optime dintre duză și suprafața discului. Mișcarea de rotație a discului este realizată cu ajutorul unui electromotor de curent continuu, prevăzut cu un reductor de ieșire. Asigurarea unei game largi de turații a acestuia, în funcție de diametrul firului care trebuie obținut, va fi posibilă prin introducerea unei transmisii cu curea în schema cinematică a instalației.

Pentru a se ușura colectarea produsului finit, discul de preluare și răcire a firului va fi bordurat (detaliul B).

Proiectarea și construcția instalației prezentate au permis colectivului să obțină fire de plumb Pb_3 cu diverse valori ale diametrului echivalent cuprinse între 0,172 și 0,519 mm. Analiza macroscopică a produsului finit a pus în evidență constanța secțiunii transversale, precum și aspectul neted al suprafeței exterioare, caracteristici care conferă proprietăți tehnologice de utilizare superioare pentru lîna de plumb realizată.

Metoda și instalația concepută oferă și un alt avantaj important, și anume posibilitatea de realizare a două produse distincte : a firelor de plumb sau a alicelor de plumb.

BIBLIOGRAFIE

[1] Șontea, S., Vlădoi, M., Zaharia, N. *Metode și aliaje neferoase de turnătorie.* Craiova, Ed. Scrisul românesc, 1981.

[2] Ștefănescu, D., Leca, A. *Transfer de căldură și masă — teorie și aplicații,* București, E.D.P., 1983.

[3] Affouard, R. *Les installations hydrauliques.* Paris, Ed. Dunod, 1972.

REVISTA REVISTELOR

Neue Hütte, R.D.G., nr. 11, 1989

Compararea diferitelor zguri destinate defosforării fontei brute și oțelului, p. 401 — Laminorul de perforare prin presare și laminare — o instalație modernă pentru fabricarea lupelor pentru țevi, p. 408 — Rezultatele încercărilor din domeniul gospodăririi energiei la procesele de deformare, p. 412 — Pregătirea proiectării asistate de calculator și conducerea procesului de reproducție în combinatul VEB Bandstahlkombinat Hermann Matern, p. 418 — Pregătirea și executarea asistată de calculator a procesului de reproducție în combinatul VEB Halbzeugwerk Anerhammer și posibilitățile de îmbunătățire a proiectării calculelor economice și analizei, p. 421 — Investigarea și utilizarea informațiilor suplimentare privind cheltuielile cu ajutorul unei tehnici de calcul de centrale în uzina metalurgică, p. 424 — Programarea asistată de calculator a diagramelor DGS, p. 428 — Cel de-al 40-lea congres de mine și metalurgie, Freiberg, p. 437.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 12, 1989

Încercări privind comportarea creșterii granulei de austenită a oțelului de construcții St 600 bainitic de rezistență superioară, sudabil, p. 441 — Utilizarea tratamentului mecanic de temperatură înaltă la oțelurile tenace la rece cu 3,5 % Ni, p. 445 — Aspecte microstructurale privind procesele de deformare și rupere, p. 450 — Comportarea la rupere prin încovoiere a oțelurilor prelucrate la rece neacoperite și acoperite cu TiN în urma austenitizării înalte a durizării secundare, p. 453 — Influența distribuției carburii asupra rezistenței la încovoiere a oțelurilor de prelucrare rapidă, p. 459 — Tehnica experimentală a încercărilor biaxiale asupra defectelor cuțitelor de lucru de rezistență superioară îmbunătățite, p. 464 — Cea de-a 5-a Conferință internațională asupra metalurgiei în oală (SCANINJECT), p. 469.

Dr. ing. Ecaterina Szöcs,
ing. ec. Șt. Szöcs, ing. J. Papp
și chim. Felicia Giurgea
Combinatul de utilaj greu Cluj-Napoca
dr. ing. L. Marton
I.M. Gheorgheni

Încercări privind fontele albe înalt aliate rezistente la uzură

CZ : 669.131.2

Dirijarea proceselor de cristalizare prin aliere, modificare și tratament termic adecvat a permis creșterea tenacității și a rezistenței la uzare. Microstructura acestor aliaje constă dintr-un eutectic discontinuu de carburi ale elementelor de aliere și de fier, plasate într-o matrice de martensită și (sau) austenită. Rezistența mare la uzare a acestor fonte este asigurată, în primul rînd, de carburile elementelor de aliere, ale căror caracteristici sînt redate în tabelul 1 [9]. După cum se observă în ordinea descrescîndă a durității, carburile elementelor de aliere se pot enumera astfel: B, Si, Ti, W, V, Na, Ni, Cr, Mo. S-a generalizat părerea că, la solicitări de abraziune în mediu uscat și de impact, cel mai adecvat este un aliaj cu cît mai multe carburi eutectice cu o matrice martensitică în care sînt înglobate cît mai multe carburi secundare, iar la solicitări de abraziune în mediu umed mai adecvat este un aliaj austenitic [1]—[8] și [9].

La ora actuală nu se toarnă aliaje înalt aliate cu bor și siliciu, acestea fiind casante. Conform datelor din tabelul 1, fontele înalt aliate cu titan sau vanadiu trebuie să aibă rezistență mai mare la uzură decît cele aliate cu crom, fapt subliniat și în literatura de specialitate [4], [7], [10]. Dar rezilienta acestor fonte este numai de ordinul 2—4 J/cm², măsurată pe probe necrestate [10].

Condiții de experimentare

Elaborarea fontelor s-a făcut în cuptor cu inducție cu creuzet de 6,3 t, pornind de la elaborarea fontei de înaltă puritate, adăugînd feroaliaje pentru aliere, span de aluminiu pentru dezoxidare, fluoriură de calciu pentru degazarea și fluidizarea zgurii. Tratamentul termic al pieselor s-a efectuat pe o linie continuă de tratament.

Scopul propus a fost stabilirea tehnologiei de fabricare pentru corpurile de măcinare utilizate în industria cimentului. Aceste piese trebuie să reziste la uzură uscată prin rostogolire și la impact. Pînă acum s-au folosit trei tipuri de aliaje: aliaje Cr—Ni—Mo, aliaje Cr—V și aliaje înalt aliate cu crom (18—24%).

Pentru a crește rezistența la impact s-a pornit de la principiul reducerii gradului de aliere și a creșterii numărului de elemente de aliere. Elementul de aliere principal ales este cromul, folosind molibden, nichel și cupru pentru îmbunătățirea calității și a rezistenței. Din elementele formatoare de carburi s-au folosit prin microaliere B, V, Ti și Ca.

Turnarea s-a făcut în amestec crud, cu plan de reparație orizontal, turnînd corpuri de măcinare de la Ø30 la Ø120 mm, paralel cu turnarea în amestec uscat și în cochilă metalică.

Rezultatele experimentale

Compoziția chimică a șarjelor cercetate este prezentată în tabelul 2. După elaborare, s-a aplicat o modifcare cu fluoriură de calciu și ferobor în oală, în același mod, la toate șarjele. Temperatura de turnare s-a menținut la 1 460—1 500°C. La șarjele turnate s-a aplicat un tratament termic de austenitizare și revenire, corespunzător conținutului de crom și carbon al șarjei.

Figura 1 prezintă microstructura șarjelor 1—7 cu carburi eutectice și martensită. Caracteristicile cantitative ale carburilor eutectice și proprietățile mecanice ale probelor prelevate sînt prezentate în tabelele 3 și 4. La aceeași metodă de modificare și microaliere, finețea microstructurii depinde atît de metoda de formare, turnare și de viteza de răcire, cît și de conținutul de crom al fontei. Suprafața ocupată de carburi eutectice crește o dată cu ridicarea conținutului de crom și (sau) carbon al fontei. Rezistența la uzură prin frecare uscată cu nisip crește proporțional cu conținutul de cabon și crom (fig. 2). Pierderea prin frecare scade vertiginos pînă la 15% Cr, după care scăderea este mai lentă. Timpul de contact la uzare influențează rezistența la uzare, mai cu seamă la conținuturi de crom mai mici, respectiv la oțelul pentru rulmenți RUL (fig. 3). Probele de diametru mai mic de Ø50 mm prezintă matrice mai fină, de obicei sub 60μm, iar la cele cu diametre mai mici se formează grăunți de austenită mai mare. Probele turnate în cochilă metalică prezintă microstructură mult mai fină, dar cu matrice orientată în direcția de răcire, dendritică și, cu toate că și finețea carburilor este maximă și rezistența la uzură mare, rezilienta acestor probe este scăzută. Pentru acest

Tabelul 1

Caracteristicile carburilor

Caracteristica	B_4C	SiC	TiC	VC	W_2C	Cr_7C_3	Mo_2C
Microduritate, daN/mm²	5000	3350	3200	2800	3000	1450—2100	1460—1800
Coeficientul de dilatare termică, $\times 10^{-6} \cdot °C$	4,5	3,9	5,5	—	5,9	190	—

Tabelul 2

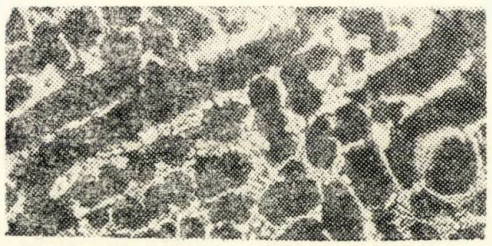
Compoziția chimică a șarjelor, %

C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Cu	Ni	Ti
2,4	0,49	0,45	15,1	0,2	0,2	0,15	0,15	0,10
2,3	0,46	0,51	16,2	0,6	0,3	0,20	0,18	0,15
2,1	0,41	0,46	18,5	0,9	0,4	0,20	0,20	0,10
2,2	0,45	0,50	25,1	0,5	0,3	0,20	0,10	0,10
3,2	0,50	0,45	15,2	0,3	0,2	0,15	0,20	0,10
2,25	0,48	2,25	15,1	0,4	0,3	0,20	0,25	0,05
2,30	1,26	0,50	15,2	0,5	0,4	0,15	0,20	0,10

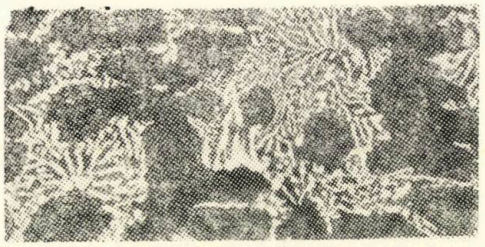
Tabelul 3

Determinarea cantitativă privind carburile eutectice

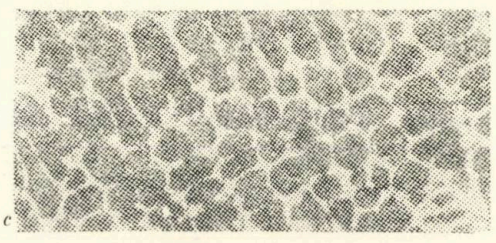
Caracteristica	Șarjele				
	1	2	3	4	5
Suprafața ocupată de carburi, %	21,79	22,1	21,9	29,2	29,3
Numărul de carburi pe mm²	10670	6403	5733	3468	5013
Diametrul mediu al carburilor, mm	0,0049	0,0063	0,0072	0,013	0,011
Repartiția carburilor pe clase de dimensiuni, μm					
0—2	4511	2958	2818	598	1775
2—4	2957	1678	1252	783	1039
4—8	1958	998	762	798	938
8—16	1098	616	649	887	902
16—32	150	149	233	378	333
32—64	2	4	16	21	24
64—128	0	0	0	0	0
peste 128	0	0	0	0	0



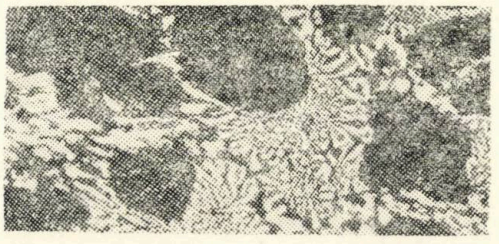
a



b

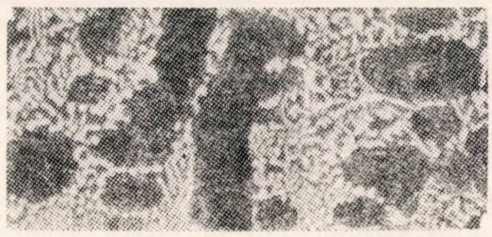


c

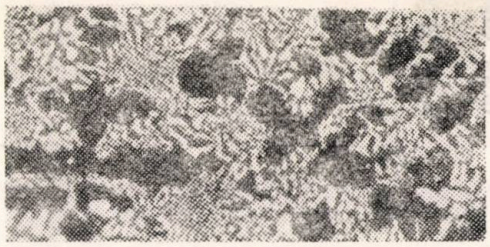


d

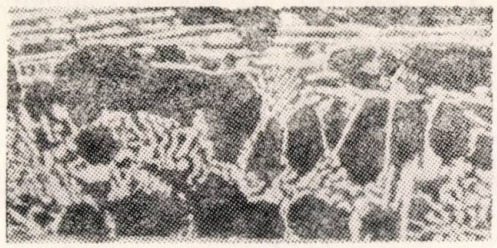
c



f



g



h

i

Fig. 1. Microstructura șarjelor:

a – șarja 1, probă Ø30 în nisip, mijloc;
b – șarjă 1, probă Ø30 în nisip, margine;
c – șarja 1, probă Ø30 în cochilă, mijloc;
d – șarja 2, probă Ø50 în nisip, mijloc;
e – șarja 3, probă Ø80, în nisip, mijloc;
f – șarja 4, probă Ø30, în nisip, mijloc;
g – șarjă 5, probă Ø30, în nisip, mijloc;
n – șarjă 6, probă Ø30, în nisip, mijloc;
i – șarja 7, probă Ø30, în nisip, mijloc:
mărire 200x; atac: $FeCl_3$

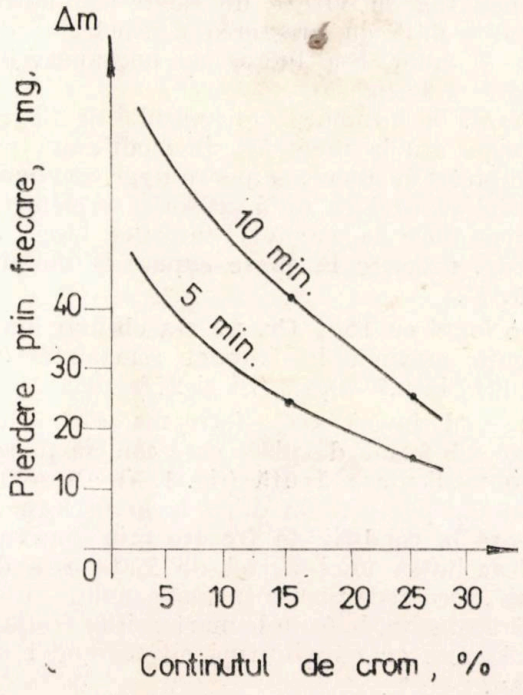


Fig. 2. Rezistența la uzură crește o dată cu conținutul de crom al fontei; timpul de contact 5, 10 min

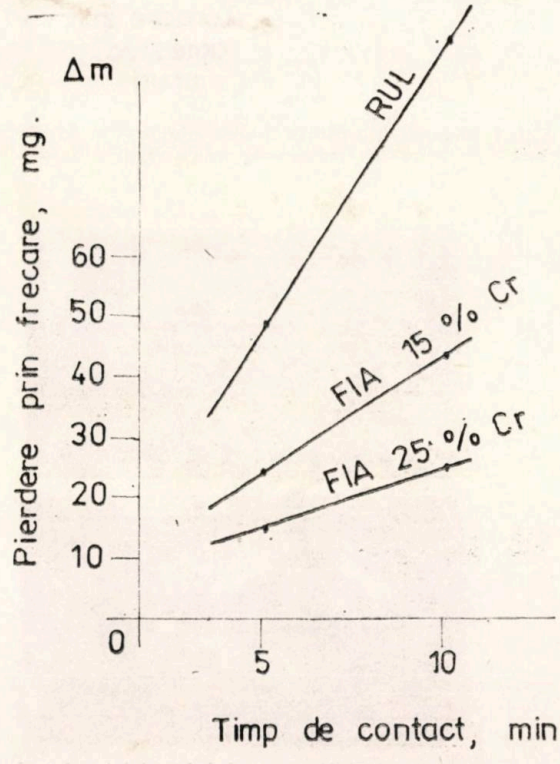


Fig. 3. Pierderea prin frecare depinde de timpul de contact, la probe cu conținut de crom scăzut

lucru, turnarea în cochilă metalică se recomandă doar la piese supuse uzării prin frecare, fără să i se ceară rezistență mare la impact (cilindrii turnați în cochilă metalică). Din cauza dendritelor orientate, probele au tendință de crăpare și la răcire. Finețea carburilor eutectice crește o dată cu creșterea vitezei de răcire.

La probele turnate în nisip, finețea carburilor și a matricei (fig. 4.) crește o dată cu ridicarea vitezei de răcire. Deci, la același conținut de carbon și crom, rezistența la uzare este mai

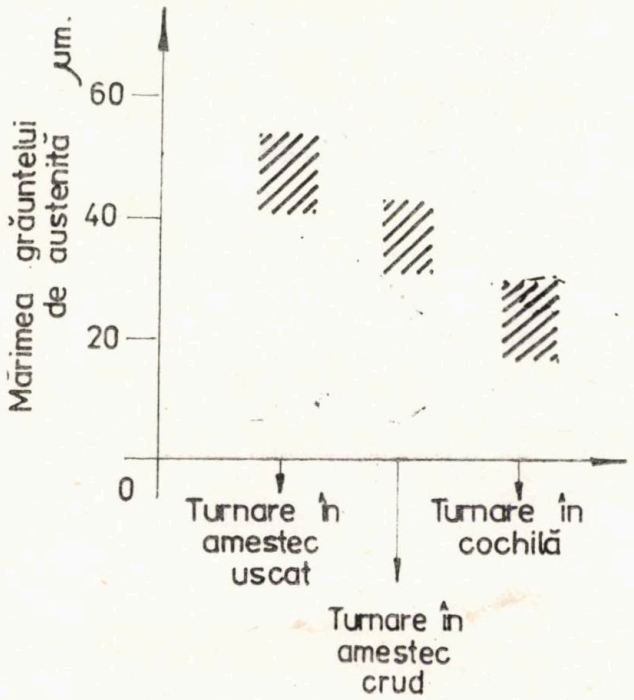


Fig. 4. Dependența dintre finețea matricei și felul formei de turnare la probe Ø20

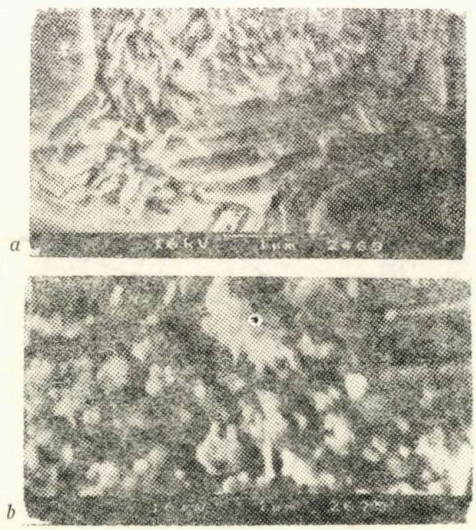


Fig. 5. Micrografiile materialului șarjei 1 ; atac $FeCl_3$; mărire × 24000 la microscopul electronic cu baleiaj : *a* – probă turnată Ø30 ; *b* – probă tratată termic

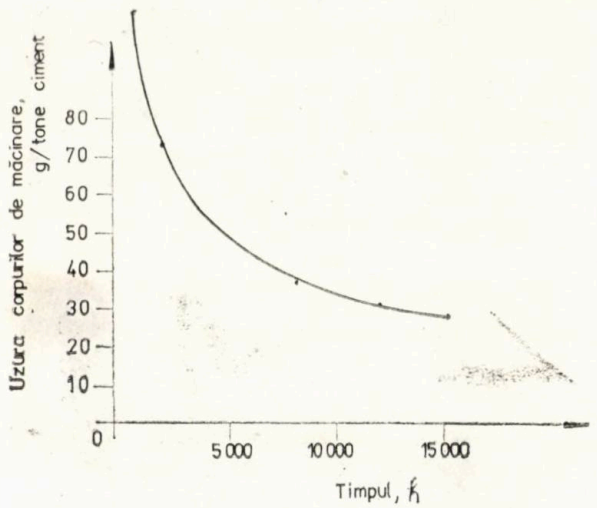


Fig. 6. Evoluția uzurii corpurilor de măcinare într-o moară de ciment de Ø4200×10750 mm

mare la probele cu diametru mai mare. În morile tubulare cu bile, utilizate în fabricarea cimentului, se utilizează corpuri de măcinare de diametre de la Ø30 la Ø120 mm, într-o sortimentație adecvată scopului. Pentru a se asigura aceeași rezistență la uzare la bile, o dată cu creșterea diametrului bilei trebuie să crească și conținutul de crom și să scadă conținutul de carbon, deoarece reziliența probelor scade o dată cu creșterea conținutului de crom și carbon.

Mărimea eutecticului, respectiv a grupărilor de carburi formate la marginea cristalelor de austenită, este și la funcția de viteza de răcire, fiind mai fină la viteze de răcire mai mari, crescînd o dată cu creșterea conținutului de carbon și crom. S-a lucrat cu un raport de $Cr/C = 7 \div 9$ (fig. 5).

Referitor la influența conținutului de siliciu și mangan atît la încercări de modificare, cît și la încercări de aliere, se poate trage concluzia că siliciul adăugat ca modificator și ca element de aliere duce la carburi eutectice lungi și orientate, nedorite la piese supuse la impact (fig. 1, *h*).

La o fontă cu 15% Cr, nu s-a obținut acea rezistență maximă la impact semnalată de Tipin [11] la 0,7—0,8% Si și 27% Cr.

Manganul favorizează formarea carburilor grosiere sub formă de plăci care conferă pieseselor o reziliență scăzută (fig. 1, *i*). Prezența manganului poate fi de dorit la fonte care se utilizează în condiții de frecare prin abraziune. Tenacitatea unei astfel de fonte este de 2 J/cm^2. Deoarece prezența manganului stabilizează austenita, la fontele martensitice trebuie să se lucreze cu conținuturi cît mai mici de mangan.

Șarjele 1—3 au fost testate în mori tubulare de Ø4900×15 000, Ø4200 × 10 500 și 3 600×

Tabelul 4

Caracteristicile microstructurii şi proprietăţile mecanice ale şarjelor

Şarja, Ø	Mărimea matricei/ /eutecticului, µm		Rezilienţă KCU, J/cm²		Pierderi de greutate prin uzare, mg		Duritatea, HRC		Austenită reziduală, %
	N	C	N	C	N	C	N	C	
1/Ø30	50 / 30	30 / 10	10	4	18	11	59	63	3
2/Ø50	60 / 40	35 / 15	8	3	20	16	60	63	3
3/Ø80	100 / 80	40 / 15	8	—	—	—	61	65	4
4/Ø30	40 / 40	—	8	—	15	—	64	—	3
5/Ø30	30 / 40	—	5	—	13	—	62	—	2
6/Ø30	50 / 20	—	2	—	—	—	60	—	—
7/Ø30	50 / 30	—	2	—	—	—	62	—	—

×9 000 atît la fabricarea cimentului, cît şi la măcinarea minereurilor cuprifere, aurifere şi complexe. Corpurile de măcinare s-au uzat în mod uniform şi egal la toate dimensiunile. Faţă de bilele forjate din oţel carbon, consumul de metal s-a redus de 10—12 ori la măcinarea cimentului şi de trei, cinci ori la măcinarea minereurilor, utilizînd corpuri de măcinare din fontă inalt aliată, conform şarjelor 1, 3.

Figura 6 prezintă uzura corpurilor de măcinare într-o moară de ciment de Ø4200×10 500 la I.L. Deva. Se poate observa scăderea uzării în timp, după 15 000 ore de funcţionare, ajungîndu-se la 28 g metal/t ciment. Bilele au prezentat o rezistenţă mare la impact şi la oboseală.

Concluzii

Tehnologia stabilită a permis fabricarea unor corpuri de măcinare şi blindaje rezistente la uzură şi impact, prin introducerea elementelor formatoare de carburi, a elementelor care asigură culibilitatea şi rezistenţa la impact, prin modificarea fontei lichide, în vederea creării unei structuri cristaline fine, nedendritice prin tratament termic adecvat. Fonta albă inalt aliată cu 15—18% Cr, 0, 1—0,6% V, Mo, Ni asigură corpurilor de măcinare o rezistenţă la uzură de 28 g/t ciment şi spargere de 0,3% după 15 000 ore de funcţionare a morii.

BIBLIOGRAFIE

[1] Fairhurst, W., Röhrig K. *Abrasion-resistaut high-chromium white cast irons.* In: Foundry Trade Journal, Anglia, 30, 1974, p. 85—698 .

[2] Bereza, I. M. *Tear and impact rezistent white cast irons.* In: The British Foundryman, Anglia, 74, 10, 1981, p. 205—211.

[3] Maratray, F, Usseglio-Nanot R. *Factors affecting the structure of chromium and chromium-molybdenum white irons.* Paris, Climax Molibdenum SA, 1970.

[4] Rohrig, K. *Relations between structure and abrasion. Resistance of white cast iron.* In: Tribologia e Lubrificazione, Italia, vol. XII, 1977., p. 141—150.

[5] Durman, R.W. *Basic metallurgical concepts and the mechanical testing of some abrasion — rezistant alloys.* In: Foundry Trade Journal, Anglia, 134, 1973, p. 645—651.

[6] Libondi, G., Ramous, E. *Struttura e trattamento termico di ghise rezistente alla abrasione contenenti nichel.* In: La Fonderia Italiana, Italia, nr. 9., 1973, p. 247—250

[7] Dumitrescu, C., Albiţă, Gh., Brânzan, A.: *Fonte albe înalt aliate cu structură modificată, rezistente, la uzură.* În: Metalurgia, R.S.R., 38, 1986, nr. 10., p. 509—521.

[8] Kirievski, B. A. *Rezistenţa la uzură abrazivă a fontelor cu Cr.* În: Metalovedenie i term., U.R.S.S., nr. 9., 1973, p. 69—71.

[10] Sofroni, L., Ripoşan, I. Chira, I. *Fonte albe rezistente la uzură.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1987.

[11] Tipin, I. *Fonte albe rezistente la uzură.* Moscova, Metallurghiia, 1983.

Considerații privind cinetica procesului de grafitizare a Fgn perlitice la temperaturi subcritice

Dr. ing. Al. Muntcanu
Universitatea din Brașov

CZ : 669.131.622

Scurtarea duratei recoacerii de grafitizare a fontelor cu grafit nodular perlitice, pentru obținerea unei mase metalice preponderent feritice și pentru ameliorarea tenacității, reprezintă un deziderat interesant atît din punct de vedere tehnic, cît și economic.

Pentru aceasta, încercările preliminare au urmărit determinarea cît mai precisă a punctelor critice, față de care se raportează temperatura oricărui tratament termic, respectiv intervalul optim de grafitizare.

Utilizarea metodei călirilor succesive (fig. 1) a dilatometriei (fig. 2, 3) a demonstrat că procesul de grafitizare a cementitei eutectoide se desfășoară cu maximă intensitate la temperaturi puțin sub punctul A_{1S}, temperatură la care, în masa metalică a fontei, începe să se formeze austenită.

De asemenea, experimental s-a constatat [1] că efectuarea unei călîri premergătoare recoacerii de grafitizare grăbește sensibil momentul începutului de grafitizare, scurtînd desfășurarea procesului de descompunere a cementitei.

Pentru compararea cineticii grafitizării cementitei eutectoide lamelare (în cazul structurii de turnare) respectiv a cementitei globulare precipitate din martensită (în cazul structurii de călire) s-au utilizat epruvete dintr-o fontă cu grafit nodular perlitică, cu o compoziție redată în tabelul 1, și s-a apelat la calculul coeficienților de cinetică empirică, considerîndu-se valabilă pentru grafitizare ecuația lui Johnson-Mehl [2].

Procesul de grafitizare a cementitei la temperaturi subcritice, proces a cărui forță motrice este tendința de micșorare a energiei libere a sistemului metastabil Fe—Fe_3C, poate fi descris de ecuația :

$$Fe_3C \rightarrow 3Fe_\alpha(C) + C_{gr} \qquad (1)$$

Viteza de grafitizare la un moment de timp oarecare poate fi precizată de una din mărimile : $-\frac{dFe_3C}{dt}$; $\frac{dFe_\alpha}{dt}$; $\frac{dC_{gr}}{dt}$, unde Fe_3C, $Fe_\alpha(C)$ și C_{gr} sînt proporțiile fazelor la momentul respectiv.

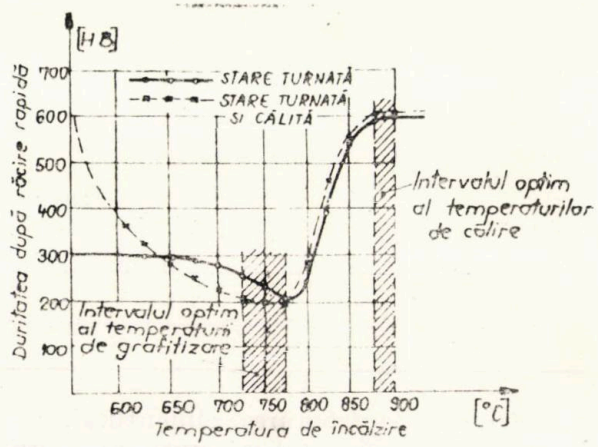


Fig. 1. Variația durității în funcție de temperatura de călire a fontei cu grafit modular

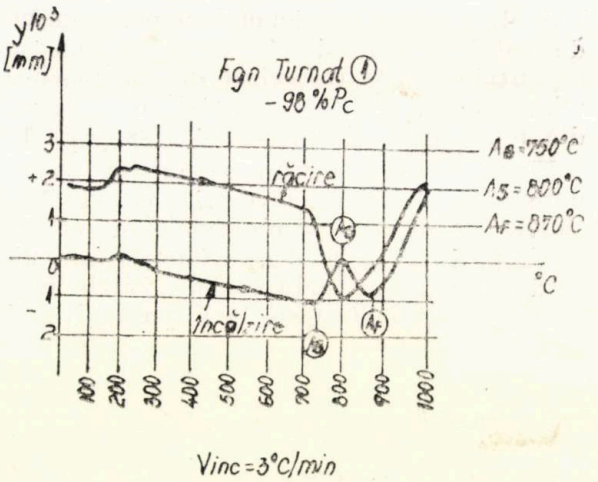


Fig. 2. Aspectul dilatogramei obținute la încălzirea fontei cu grafit nodular cu structură de turnare

Tabelul 1

Compoziția chimică a fontei cu grafit nodular cu structură perlitică

Elemente, % / Materialul	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cu
Fgn turnat în epruvete	3,49	2,63	0,7 1	0,011	0,050	0,51	0,32
Limite admise	3,2 3,6	2,6 2,9	0,6 0,9	0,02	0,1	—	—

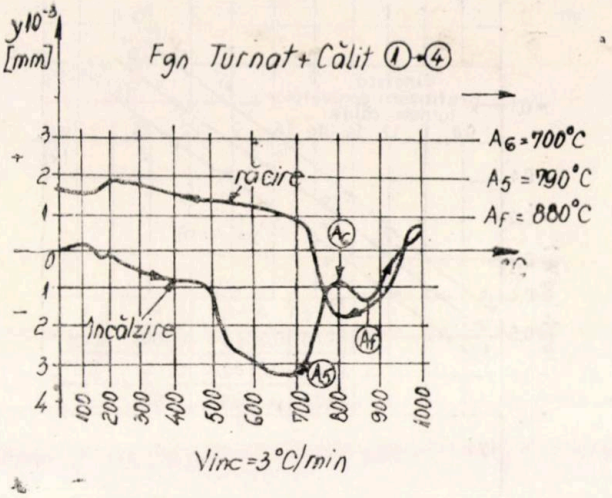


Fig. 3. Aspectul dilatogramei obținute la încălzirea fontei cu grafit nodular cu o structură inițială de călire

Fracția transformată $Y(t)$ poate fi definită de oricare din faze (cementită, ferită sau grafit). Alegîndu-se în acest caz proporția de cementită din fontă, expresia lui $Y(t)$ devine :

$$Y(t) = \frac{Fe_3C(O) - Fe_3C(t)}{Fe_3C(O) - Fe_3C(\infty)} \qquad (2)$$

unde indicii O, t și ∞ precizează proporția de cementită din fontă la începutul, în timpul t și la sfîrșitul reacției de grafitizare.

În principiu, viteza de grafitizare exprimată prin variația în timp a fracțiunii transformate (dY/dt) ar trebui să se determine măsurînd variația cantității de cementită în timp.

Această determinare directă nu este decît rar utilizată [2] în cazul transformărilor în stare solidă, deoarece metodele metalografiei cantitative sau tehnica razelor x duc la rezultate mai puțin exacte.

O metodă mai des folosită este aceea de a urmări modificările unor proprietăți care sînt dependente de concentrația sau de proporția unei faze sau a unuia din constituenți.

Considerîndu-se că între proporția de cementită și duritate există o relație de dependență liniară, viteza de grafitizare s-a considerat egală cu viteza de variație a durității. Este important de precizat faptul că această ipoteză poate furniza erori, deoarece duritatea poate fi afectată nu numai de descompunerea cementitei ci și de mărimea și forma acesteia, de lipsa sau prezența coerenței la matricea feritică etc.

Totuși, așa cum s-a observat metalografic, la menținerii la temperaturi ușor subcritice (725—775°C), fenomenul precumpănitor este grafitizarea.

În aceste condiții, fracțiunea transformată se poate calcula experimental cu relația :

$$y(t) = \frac{H_0 - H(t)}{H_0 - H_f} \qquad (3)$$

unde :

H_0 este duritatea inițială procesului de grafitizare ; $H(t)$ — duritatea obținută după o menținere un timp t, la temperatură constantă ; H_f — duritatea finală după grafitizarea la aceeași temperatură constantă a întregii cantități de cementită.

După cum este cunoscut, în timpul transformărilor, viteza de transformare nu este constantă, este o funcție de timp, ea depinzînd și de mărimea momentană a fracțiunii transformate, conform unei relații generale de forma :

$$\frac{dy}{dt} = K^{\alpha} \cdot t^{\beta} \cdot f(y) \qquad (4)$$

unde :

α β sînt niște coeficienți dependenți de tipul și ordinul transformării (reacției) ; K — constantă de viteză ; t precizează momentul; $f(y)$ — funcție dependentă de mărimea fracțiunii transformate pînă la momentul t.

Pentru viteza de transformare, în cazul reacțiilor eterogene care au loc în sisteme termodinamice complexe, constituite din mai multe faze, s-a găsit pe cale empirică expresia :

$$\frac{dy}{dt} = K^n \cdot t^{n-1}(1 - y) \qquad (5)$$

Această ecuație diferențială care s-a dovedit a satisface experimental multe din transformările bazate pe germinare și creștere, transformări care au loc în aliaje la temperatură constantă, a fost aleasă și pentru grafitizare. Ea duce prin separare de variabile și integrare la cunoscuta ecuație a lui Johnson-Mehl :

$$y(t) = 1 - e^{-(kt(^n} \qquad (6)$$

în care raportul $1/n$, care rezultă din integrare, este inclus în constanta k.

Se poate afirma că această ecuație este utilizată cu o mică modificare de către Owen și Burke pentru determinarea vitezei globale de grafitizare a fontelor albe în stadiul I, care se desfășoară la temperaturi supracritice [4].

Pentru cunoașterea și compararea cineticii fenomenelor de grafitizare trebuie determinate valorile numerice ale coeficienților de cinetică globală. Coeficientul k este coeficientul vitezei de grafitizare și are dimensiuni [1/min] ; coeficientul n adimensional, depinde de na-

natura și forma fazelor care interacționează, precum și de modul de germinare și de creștere. În acest scop, pentru simplificare, se notează cu $W(t)$ mărimea $(1-y(t))$, iar ecuația (6) ia forma:

$$W(t) = e^{-(kt)^n} \qquad (7)$$

Din punct de vedere fizic $W(t)$ reprezintă, în acest caz, fracțiunea de cementită care mai trebuie transformată începînd cu momentul t.

Ea poate fi determinată experimental pornindu-se de la expresia (3):

$$W(t) = \frac{H(t) - Hf}{H_0 - H_f} \qquad (8)$$

Pentru aflarea coeficienților k și n se logaritmează de două ori expresia (7):

$$\log(-\log W) = n \log t + n \log k + \log(\log e) \quad (9)$$

Expresia (9) reprezintă ecuația unei drepte în coordonate log $(-\log W)$ și log t în care n este panta dreptei, iar k poate fi obținut din ordonata la origine a acestei drepte (termenul liber format în ecuația (9) din ultimii doi factori constanți).

Se poate aprecia că, dacă pentru diverse momente de timp t, punctele experimentale log $(-\log W)$ și log t se înscriu pe o dreaptă (fig. 4 și 5); ecuația (6) poate fi aplicată pentru precizarea cineticii grafitizării la diverse temperaturi.

Ecuațiile dreptelor care marchează cinetica grafitizării la 725, 750 și 775°C au fost determinate cu ajutorul punctelor experimentale, prin regresie liniară, utilizînd un program de minicalculator.

În tabelele 2 și 3, este indicat mersul de calcul pentru determinarea punctelor experimentale, care au servit ulterior la calculul coficienților cineticii globale, pentru fiecare temperatură experimentată, atît pentru grafitizarea cementitei lamelare din structura de turnare, cît și pentru cea a cementitei precipitate din martensită. Se precizează faptul că duritatea inițială măsurată pe epruvetele din fontă cu grafit nodular a fost în medie 308 HB, iar structura fontei a fost formată din 98% Pe, care include și carburile intercelulare 2% ferită și grafit. După călire în ulei de la 880°C/1h, structura a fost formată din martensită, ~2—3 austenită reziduală și grafit, iar duritatea medie a fost de 608 HB.

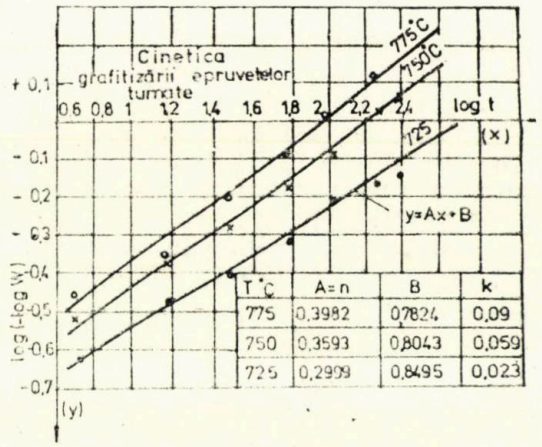


Fig. 4. Determinarea coeficienților de cinetică globală din parametrii dreptei de regresie (structură inițială de turnare)

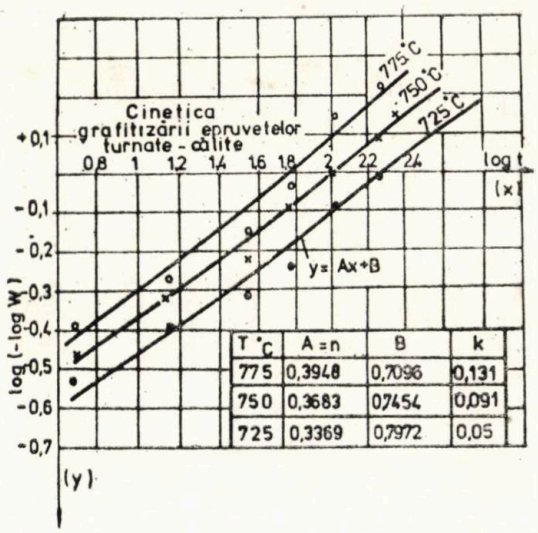


Fig. 5. Determinarea coeficienților de cinetică globală din parametrii dreptei de regresie (structură inițială de călire)

Duritatea 302HB, considerată H_0 în tabelele 2 și 3, este duritatea la care demarează fenomenele de grafitizare atît în fonta cu structură de turnare formată din perlită lamelară și grafit, cît și în fonta cu structură de călire formată, înaintea începerii grafitizării, din perlită globulară și grafit.

Pentru determinarea durității minime H_f (tab. 2 și 3) s-a ales temperatura de menținere subcritică maximă (775°C). Întrucît între 4 și 5 h de menținere nu s-au mai constatat modificări ale durității (structura prezentînd și un amestec de ferită și carburi globulare stabile la limita celulelor eutectice, într-o proporție de aproximativ 10% atît după patru, cît și după cinci ore) s-a considerat că fenomenul de grafitizare a cementitei perlitice încetează după 4h și că duritatea finală este de 197 HB pentru epruvetele cu structură inițială de turnare, respectiv 196HB pentru epruvetele cu structura inițială de călire.

Valorile durităților momentane $H(t)$ sînt obținute prin medierea a trei determinări, efectuate pe cîte două epruvete. Încălzirea la temperaturile de recoacere (menționate în

Tabelul 2

Epruvetele turnate

Temperatura, °C	Timpul, min	Duritatea, *HB*		$W = \frac{H_{(t)} - H_t}{H_0 - H_t}$, %	log (−logW)	log *t*	*n*	k, 1/min
		H_0	$H_{(t)}$					
775	5	302	245	45,714	−0,46858	0,69897	0,398	0,09
	15		235	36,190	−0,35516	1,17609		
	30		222	23,810	−0,20534	1,47712		
	60		213	15,238	−0,08774	1,77815		
	120		204	6,666	+0,07045	2,07918		
	180		202	4,761	+0,12133	2,25527		
	240		197 = H_0	0	—	2,38021		
750	5	302	251	51,428	−0,53941	0,69897	0,359	0,059
	15		237	38,095	−0,37765	1,17609		
	30		229	30,095	−0,28732	1,47712		
	60		220	21,905	−0,18081	1,77815		
	120		213	15,238	−0,08774	2,07918		
	180		206	8,571	+0,02814	2,25527		
	240		204	6,666	+0,07044	2,38021		
725	5	302	259	59,047	−0,64054	0,69897	0,2999	0,023
	15		247	47,619	−0,49194	1,17609		
	30		240	40,952	−0,41148	1,47712		
	60		232	32,333	−0,32137	1,77815		
	120		223	24,761	−0,21737	2,07918		
	180		219	20,952	−0,16827	2,25527		
	240		217	19,047	−0,14257	2,38021		

tabele) s-a efectuat într-o baie cu sare Sc630 Ø 200×400 mm, în condiţii de laborator.

După cum este cunoscut, în majoritatea transformărilor care au loc la temperatura constantă, coeficientul vitezei de transformare k depinde de energia de activare Q_A, de mărimea temperaturii T şi de factorul de frecvenţă A.

Toate aceste mărimi intervin în relaţia lui Arhenius :

$$k = A \cdot e^{-\frac{Q_A}{RT}}, \text{ 1/min} \qquad (10)$$

unde R este constanta gazelor perfecte : $R = 1{,}98$ cal/atom. grd.

Datorită faptului că acest coeficient k se determină pe baza unor observaţii macroscopice (controlul durităţii), valoarea obţinută poate fi considerată o medie a valorilor constantelor individuale ale fenomenelor submicroscopice şi microscopice care însoţesc grafitizarea.

Metoda prezentată va oferi posibilitatea calculării valorii medii a energiei de activare, respectiv a factorului de frecvenţă.

Pentru aceasta, se utilizează forma logaritmată a ecuaţiei lui Arhenius :

$$\log k = \frac{Q_A}{R} \log \frac{1}{T} + \log A$$

Dacă Q_A şi A sînt constante, deci fenomenele descrise sînt de aceeaşi natură, curba log k, în funcţie de $1/T$, este o linie dreaptă. Pentru cele trei temperaturi la care s-a executat recoacerea de grafitizare, punctele log k şi $1/T$ se înscriu pe o dreaptă, ceea ce înseamnă că,

Tabelul 3

Calculul coeficienților de cinetică globală în cazul grafitizării unei fonte cu grafit nodular perlitice cu structură de călire

Temperatura, °C	Timpul, min	Duritatea, *HB*		$W = \frac{H_{(t)} - H_f}{H_0 - H_f} \cdot \frac{\%}{\%}$	log (−log W)	log t	n	*k*, 1/min
		H_0	$H_{(t)}$					
775	5	302	238	39,623	−0,39571	0,69897	3,94	0,131
	15		227	29,245	−0,27250	1,17609		
	30		217	19,811	−0,15298	1,47712		
	60		209	12,264	−0,04031	1,77815		
	120		200	3,773	+0,15330	2,07919		
	180		198	1,886	+0,23665	2,25527		
	240		196 = H_0	0	—	2,38021		
750	5	302	244	45,283	−0,46336	0,69897	0,368	0,091
	15		231	33,019	−0,31764	1,17609		
	30		224	26,415	−0,23796	1,47127		
	60		212	15,094	−0,08555	1,77815		
	120		206	9,995	+0,00009	2,07919		
	180		202	5,660	+0,09593	2,25527		
	240		200	3,774	+0,15326	2,38021		
725	5	302	251	51,429	−0,53941	0,69021	0,359	0,059
	15		237	38,095	−0,37765	1,17897		
	30		229	30,476	−0,28731	1,47609		
	60		220	21,905	−0,80814	1,77712		
	120		213	15,238	−0,,8775	2,07815		
	180		206	8,571	+0,28145	2,25919		
	200		204	6,666	+000170	2,38527		

Tabelul 4

Calculul energiei medii de activare în cazul grafitizării la temperaturi subcritice (structură de turnare)

Temperatura		Coeficientul de viteză *k*, 1 min	log *k*	$\frac{1}{T}$ (1/K)	log A	$\frac{Q_A \log e}{R}$	A 1/min	Q_A, cal/at gr
°C	K							
775	1048	0,09	−1,04575	$9,542 \cdot 10^{-4}$	10,85357	12 432,27	$7,13810^{10}$	56 682
750	1023	0,059	−1,22915	$9,775 \cdot 10^{-4}$				
725	998	0,023	1,63827	$10,020 \cdot 10^{-4}$				

$k = A \cdot e^{-\frac{Q_A}{RT}} = \log k = \log A - \frac{QA}{R} \log e \cdot \frac{1}{T}$

$k = 7,138 \cdot 10^{10} e^{-\frac{56682}{RT}}$

Tabelul 5

Calculul energiei medii de activare în cazul grafitizării la temperaturi subcritice (structură de călire)

Temperatura °C	Temperatura K	Coeficientul de viteză k, 1/min	log k	$\frac{1}{T}$ [1/K]	log A	$\frac{Q_A \log e}{R}$	A, 1/min	Q_A, cal/atgr
775	1048	0,131	−0,882273	$9,542 \cdot 10$	7,49513	8765,35	$3,127 \cdot 10$	39,962
750	1023	0,091	−1,04576	$9,775 \cdot 10$				
725	998	0,059	−1,30103	$10,02 \cdot 10$				

$k = A\, e^{-\frac{Q_A}{RT}} \Rightarrow \log k = \log A - \frac{Q_A \log e}{B} \cdot \frac{1}{T}$

$k = 3,127 \cdot 10^7 \cdot e^{-\frac{39962}{RT}}$

Tabelul 6

Centralizarea relațiilor de calcul al cineticii grafitizării la temperaturi subcritice

Fonta cu grafit nodular	Relația cineticii de grafitizare	$998 < T < 1048$, K	
		k, 1/min	n, valoarea medie
Turnată (cementită lamelară)	$Y_{(t)} = 1 - e^{-(kt)^n}$	$7,138\ 10^{10} \cdot e^{\frac{-28627}{T}}$	0,352
Turnată și călită (cementită globulară)		$3,127 \cdot 10^7 \cdot e^{\frac{-20183}{T}}$	0,373

la aceste temperaturi, în fonta cu grafit nodular se desfășoară același fenomen — grafitizarea.

Calculele pentru determinarea energiei de activare Q_A și a factorului de frecvență $\sim A$, pornindu-se de la coeficienții k cunoscuți, sînt prezentate în tabelele 4 și 5.

Se constată faptul că, în cazul în care structura inițială este cea de turnare, energia de activare a grafitizării este mai mare ($\sim 56,7$ kcal/at gr), decît în cazul structurii inițiale călite (~ 40Kcal/at gr).

Cu alte cuvinte, grafitizarea cementitei lamelare obținute prin turnare necesită o energie de activare cu $\sim 30\%$ mai ridicată decît grafitizarea cementitei precipitate din martensita obținută prin călire (tab. 6).

Explicația trebuie căutată cu precădere în rolul siliciului în procesul de grafitizare și în distribuția lui diferită în cele două cazuri.

În cazul structurii de turnare, siliciul, principalul element grafitizant, este prezent doar în ferita perlitei, tendința lui de a se dizolva în fier și de a distruge legăturile cementitei, cu care se învecinează, fiind relativ mai mică.

Rupă călire, însă, atomii de siliciu și de carbon ocupă, în mod statistic uniform, rețeaua feritei tetragonale, a martensitei. Această situație favorizează germinarea grafitului la limita cementitei globulare încă din etapa de pierdere a coerenței acesteia la matricea feritică [3], [4].

Un suport al acestei afirmații este faptul că analiza microscopică (fig. 6) pune în evidență, în cazul structurii de călire, pe lîngă separările relativ mari de grafit nodular obținute prin turnare și un număr foarte mare de separări fine, compacte și uniform distribuite de grafit. Aceste separări s-au format pe baza germenilor existenți la limita cementitei globulare și sînt urmarea înglobării ulterioare a carbonului provenit din cementita globulară cu care inițial germenii au fost în contact.

Fig. 6. Structura de recoacere după 1h de menținere la temperatura de 750°C (structură inițială de călire); 100 : 1; atac nital

Analiza microscopică a structurii, după turnare și grafitizare la aceeași temperatură și în același timp, indică faptul că grafitul provenit din cementita lamelară de turnare nu formează noi separări (fig. 7), el atașîndu-se la grafitul nodular preexistent.

Se explică astfel că o asemenea grafitizare, care se bazează pe deplasări pe distanțe relativ

mari ale atomilor de carbon, necesită o energie de activare superioară grafitizării care se produce simultan în mai multe puncte și care presupune deplasări ale atomilor pe distanțe mai mici.

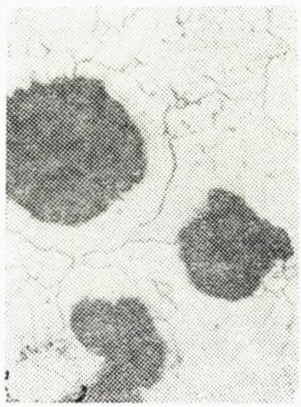


Fig. 7. Structura de recoacere subcritică după 1h de 750°C (structură inițială de turnare); 100 : 1; atac nital

Așa cum s-a menționat, exponentul n, care poate lua valori sub sau supraunitare [2], dă informații asupra modului de germinare și creștere. Comparînd valorile subunitare ale exponentului $n = 0{,}36$ (tab. 6), obținut în cazul grafitizării cu valorile supraunitare $n = 2-4$, care explică cinetica altor fenomene (formarea perlitei din austenită, precipitarea fazelor intermetalice din soluțiile solide etc.), se constată că germinarea și creșterea grafitului sînt comandate de existența dislocațiilor.

Este știut faptul că dislocațiilor li se asociază cîmpuri de tensiuni elastice (compresiune-întindere) care determină gradienți de tensiune sub influența cărora atomii se deplasează prin difuzie cu o mai mare ușurință (chiar la temperaturi relativ mai scăzute).

Concluzii

Folosirea călirii înaintea recoacerii de grafitizare subcritice determină scurtarea sensibilă a duratei de grafitizare.

De o deosebită importanță pentru fiecare calitate de fontă în parte este cunoașterea cu precizie a intervalului optim de grafitizare, înaintea executării recoacerii.

Alegerea temperaturii de recoacere pe baza indicațiilor generale din literatura de specialitate sau pe baza punctelor critice calculate cu ajutorul relațiilor empirice, utilizînd compoziția chimică a fontei, nu este recomandabilă.

Astfel, pentru fonta cu grafit nodular examinată, utilizîndu-se metoda practică a călirii succesive, s-a determinat ca interval optim de grafitizare intervalul de temperatură de 725—775°C.

În literatura de specialitate se recomandă, în general pentru recoacere subcritică, temperatura de 680—720°C, temperaturi la care duratele de menținere devin neeconomice.

S-a constatat că viteza de grafitizare este foarte mult influențată de temperatură. Astfel, la 725°C, pentru o structură de turnare, în numai o oră de menținere se realizează ~67% din transformare, iar la 775°C, în același timp, ~85%.

Utilizînd același interval de temperatură și aceeași durată (1h), dacă înaintea recoacerii se execută o operație de călire în ulei, fracțiunea transformată crește cu 4 — 18%, efectul călirii fiind mai accentuat la temperaturile mai scăzute ale intervalului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Munteanu, Al. *Încercări privind scurtarea duratei recoacerii de feritizare a fontelor cu grafit nodular perlitice.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 6, 1989, p. 297—302.

[2] Burke, J. *La cinetique des changements de phase dans les metaux.* Paris, Editeur Masson et Cie, 1986.

[3] Laplanche, H. *Les fontes et leurs traitements thermiques,* Paris, Ed. Des forges, 1975.

[4] Sofroni, L., Ștefănescu, D. M. *Fonte modificate cu proprietăți superioare.* București, Ed. Tehnică, 1971.

Dr. ing. I. Biriş, prof. dr. ing. Gh. Zirbo, ing. Gh. Sas, ing. V. Soporan şi ing. T. Lehene
Institutul Politehnic Cluj-Napoca

Reducerea consumului de energie la cuptoarele electrice cu arc prin încălzirea suplimentară cu oxicombustibil

CZ : 669.161.18 : 669.041.38

Optimizarea condiţiilor termice ale topirii, faza cea mai lungă a procesului de elaborare în cuptoarele electrice cu arc, poate constitui o resursă importantă de reducere a consumului specific de energie la aceste agregate.

Dezvoltarea concentrată a căldurii în arcul electric duce la încălzirea şi topirea neuniformă a încărcăturii, prin formarea unei zone calde în interiorul cercului electrozilor cu extinderi direcţionate spre periferia cuvei şi a trei zone

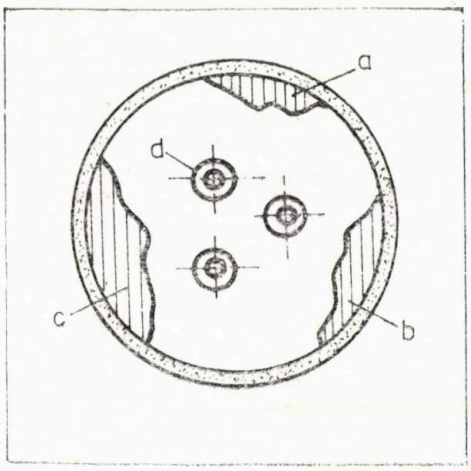


Fig. 1. Neuniformitatea încălzirii şarjei în cuptorul electric cu arc : *a*, *b*, *c* — zone reci ; *d* — electrozi

mai reci (fig. 1), care prelungesc considerabil durata topirii integrale a încărcăturii solide. Din analiza modului de transmitere a căldurii de la arcul electric la încărcătură, în prima parte a perioadei de topire, se constată unele cauze care limitează intensitatea procesului :

— suprafaţa de radiaţie (suprafaţa laterală) a arcului este redusă chiar şi în cazul arcelor lungi, dar subţiri, specifice acestei perioade ;

— radiaţia emisă de arcul electric acoperit produce o încălzire locală, într-un strat de grosime relativ mică, din cauza conductibilităţii termice reduse a încărcăturii solide, a cărei grad de compactitate nu depăşeşte valoarea de 0,6 în cele mai bune cazuri ;

— topirea încărcăturii solide din zonele mai îndepărtate de electrozi are loc prin intermediul băii de metal lichid care se formează treptat.

Amplasarea în zonele reci a unor arzătoare intensive de combustibil lichid sau gaze naturale cu oxigen contribuie, în mod esenţial, la scurtarea duratei de topire şi la îmbunătăţirea stabilităţii arcului în prima fază a topirii, cu consecinţe favorabile asupra productivităţii cuptorului şi a consumului total de energie. Fluxul termic transmis de la gazele de ardere la încărcătură poate fi exprimat cu relaţia cunoscută pentru transferul termic radiant şi convectiv :

$$\dot{Q} = C\left[\varepsilon_g\left(\frac{T_g}{100}\right)^4 - A_g\left(\frac{T_m}{100}\right)^4\right] \cdot S + \alpha_c(T_g - T_m)\,S, \quad [\mathrm{W}] \qquad (1)$$

în care :

$C = 4{,}6\ \mathrm{W/m^2 \cdot K^4}$ este coeficientul de radiaţie al încărcăturii ;

$\varepsilon_g = \varepsilon_{CO_2} + \beta \cdot \varepsilon_{H_2O}$ — factorul de emisie al gazelor de ardere ;

$A_g = \varepsilon_{CO_2}\left(\frac{T_g}{T_m}\right)^{0,65} + \beta \cdot \varepsilon_{H_2O}\left(\frac{T_g^{0,45}}{T_m}\right)$ — factorul de absorbţie a gazelor de ardere ;

T_g, T_m — temperatura absolută a gazelor, respectiv a materialului şarjei, K ;

α_c — coeficientul de convecţie termică, $\mathrm{W/m^2 \cdot K}$;

S — suprafaţa de schimb de căldură, $\mathrm{m^2}$.

Temperatura teoretică (adiabatică) de ardere a unui combustibil are expresia :

$$t_t = \frac{H_i(1 - \mu)}{V_g \cdot \bar{c}_g}, \quad ^\circ\mathrm{C} \qquad (2)$$

unde :

H_i este puterea calorică inferioară a combustibilului, $\mathrm{kJ/m^3N}$;

$V_g = V_{CO_2} + V_{H_2O} + V_{N_2}$ — volumul stoichiometric de gaze rezultat din arderea unităţii de combustibil, $\mathrm{m^3_N/m^3}$;

$\bar{c}_g$ — căldura specifică medie a gazelor de ardere, $\mathrm{kJ/m^3_N \cdot K}$;

μ — gradul de disociere a produselor de ardere.

Eficienţa încălzirii suplimentare, în perioada de topire cu arzătoare de oxicombustibil, se explică printr-o serie de efecte pozitive pe care acest mod de încălzire le are asupra mărimilor care influenţează transferul de căldură

(1). În primul rînd, gazele de ardere produse pătrund în masa încărcăturii pe o distanță relativ mare, de la periferie spre centrul încărcăturii, realizîndu-se, astfel, o suprafață de transfer de căldură S (suprafață de contact, gaze de încărcătură) și o mai bună uniformizare a încălzirii șarjei. Pe de altă parte, la arderea combustibilului cu aer îmbogățit în oxigen se obțin temperaturi ridicate de ardere (fig. 2) și relația (2), ca urmare a reducerii volumului de azot V_{N_2} din gazele de ardere. Deci, diferența dintre temperatura gazelor și cea a materialelor încărcăturii fiind pronunțată, transferul de căldură, mai ales cel radiant, este mult intensificat. Creșterea notabilă a concentrației produselor radiante CO_2 și H_2O în gazele de ardere, o dată cu reducerea volumului de azot, mărește factorul de emisie a gazelor ε_g; totuși, influența acestui factor asupra intensificării transferului de căldură este scăzută din cauza grosimii efective de radiație redusă a stratului de gaze conținut în spațiile libere ale încărcăturii.

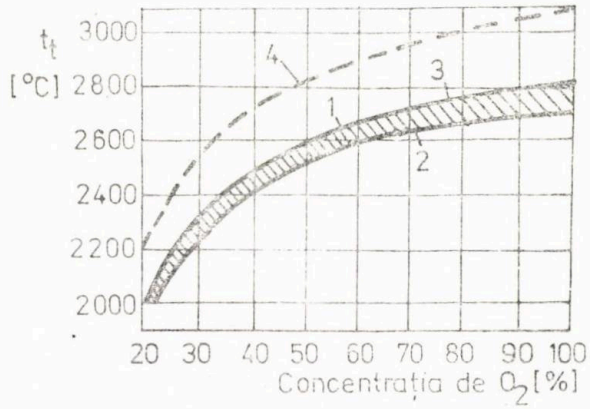


Fig. 2. Influența îmbogățirii în oxigen a aerului comburant asupra temperaturii teoretice de ardere: *1* — alcani; *2* — metan; *3* — combustibil lichid ușor; *4* — acetilenă

În privința coeficientului de convecție la curgerea gazelor prin stratul de încărcătură, trebuie precizat faptul că valoarea acestuia nu poate fi însemnată, deoarece viteza gazelor W prin încărcătură este redusă ($\alpha_{c_2} \simeq k \cdot T_g^{0,25} \cdot W^{0,5 \div 0,8}$ [2]). În mod obișnuit $\alpha_c = 10 - 100$ W/m²K. La temperaturi de ardere, însă, mai mari de 1 500°C, începe procesul de disociere a gazelor, fenomen care favorizează transferul de căldură convectiv prin faptul că, la contactul cu suprafața rece a încărcăturii, gazele disociate se recombină cu dezvoltare de căldură. După unii autori [7], în cazul flăcărilor realizate cu oxigen, gradul de disociere poate avea valori ridicate (fig. 3). În concluzie, prin utilizarea flăcărilor de oxicombustibil, datorită temperaturilor ridicate de ardere de peste 2 000 — 2 500°C și coeficientul de convecție poate avea valori considerabile, el compunîndu-se din doi termeni: $\alpha_c = \alpha_c^0 + \alpha_c'$, unul datorat convecției normale a gazelor nedisociate α_c^0, iar celălalt

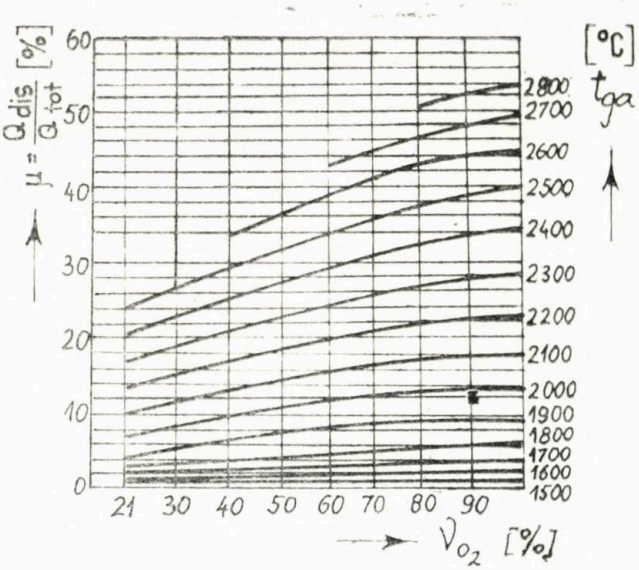


Fig. 3. Dependența gradului de disociere μ de concentrație în oxigen a aerului comburant și de temperatura gazelor de ardere t_g

datorat aportului suplimentar de convecție a gazelor disociate α_c'. Determinări efectuate la Stațiunea Internațională de Cercetări asupra Flăcării de la Yjmuiden (Olanda) [5] au stabilit că partea din transferul convectiv datorat gazelor disociate este foarte ridicată, valorile obținute fiind $\alpha_c' \simeq 400$ W/m²K, în cazul flăcărilor cu oxigen.

Gradul de îmbogățire în oxigen a aerului comburant este variabil. Din figura 1 se constată o creștere mai pronunțată a temperaturii teoretice de ardere cu conținutul de O_2 pînă la concentrații de 40—45%, mărirea în continuare a concentrației de oxigen avînd un efect mai redus asupra creșterii temperaturii de ardere. Pe de altă parte, o dată cu creșterea conținutului de oxigen în aerul comburant crește și procentul de oxigen liber în flacără (fig. 4), fapt care poate favoriza arderea metalului. Acest inconvenient poate fi redus prin proiectarea unor arzătoare cu generatoare gazodinamice de ultrasunete care realizează o creștere notabilă a temperaturii flăcării, o omogenizare mărită a cîmpului chimic al flăcării și un grad avansat de perfecțiune a arderii în condiții quasistoichiometrice [1], [6].

Deși eficiența metodei de topire cu arc electric asistat de arzătoare cu oxicombustibil a fost semnalată de Gude în 1947 [3], necesitatea utilizării ei a fost recunoscută abia în ultimii cîțiva ani, fiind deja aplicată în Japonia, Marea Britanie, S.U.A. Acest fapt se datorește, în bună parte, atingerii limitelor de perfecționare constructivă a cuptoarelor electrice cu arc și necesității de a căuta noi căi și metode de reducere a consumului de energie, metode stimulate de prețul de cost tot mai ridicat al energiei. Un obstacol de principiu în extinderea

metodei de topire cu arc electric asistat de arzătoare cu oxicombustibil l-ar putea constitui consumul ridicat de energie necesară fabricării oxigenului. Experiența arată, însă, că insuflarea de oxigen în cuptoarele cu arc în perioada de afinare determină reducerea consumului specific cu 20—25%. Ținînd seamă de energia electrică consumată pentru fabricarea oxigenului, reducerea efectivă a consumului specific este de 16—21% [4]. Comparativ, încălzirea suplimentară cu oxicombustibil poate fi chiar mai eficientă. În tabelul 1 se prezintă

Tabelul 1

Eficiența procedeului arc electric + arzător oxicombustibil tip B.O.C. [3]

Parametrul	U.M.	Procedeul		creșterea, %
		arc electric	arc electric + oxicombusibil	
Masa încărcăturii	t	104	103	—
Productivitatea	t/h	41,8	49,8	+19,14
Consumul de energie:	kWh/t			
— electrică		526,9	455,3	—
— combustibil		—	46,3	—
— totală		526,9	501,6	−4,80
Gradul de oxigenare	%	—	70—100	—
Consumul de electrozi	kg/t	6,47	5,72	−11,59

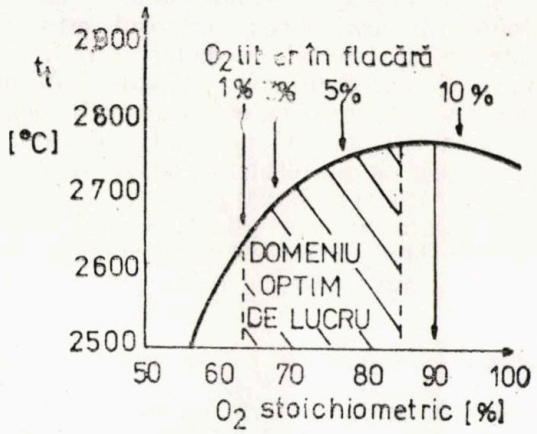


Fig. 4. Efectul concentrației de oxigen asupra temperaturii teoretice a flăcării și a oxigenului liber din flacără [3]

rezultatele comparative ale unor încercări industriale [3], efectuate în Marea Britanie pe un cuptor de 100 t. Aceiași autori arată că, la un cuptor de 12 t, echipat cu arzătoare de oxipropan, s-a realizat o scădere a consumului specific de energie cu 80—139 kWh/t. Cercetări americane [8] confirmă reducerea duratei de topire cu 20—35%, micșorarea consumului total de energie cu 10%, precum și alte efecte pozitive ca: scăderea consumului de materiale refractare și de electrozi; reducerea vîrfurilor consumului de energie electrică; îmbunătățirea condițiilor de funcționare a echipamentului

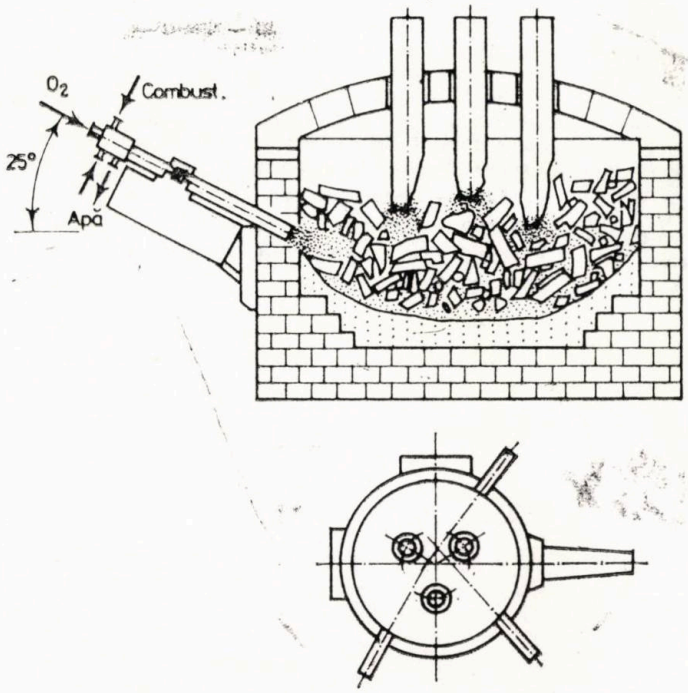


Fig. 5. Modul de amplasare a arzătoarelor de oxicombustibil la cuptoarele electrice cu arc

electric prin mărirea stabilității arcului în perioada de topire etc.

Construcția arzătoarelor de oxicombustibil este relativ simplă. Se cunosc două tipuri mai răspîndite de arzătoare: arzătorul retractabil tip „țeavă în țeavă" cu pereți dubli, răcit cu apă, și arzătorul fix, cu autorăcire prin fluidele comburante și cu ecran de grafit pentru dezvoltarea flăcării. Al doilea tip de arzător este mai fiabil și mai ușor de întreținut. Consumul de gaz natural reclamat este de 0,5—2 m^3N/t pentru fiecare arzător din cele trei tipuri. Timpul de funcționare a arzătorului este de 30% din durata perioadei de topire.

Concluzii

Încălzirea suplimentară cu oxicombustibil în prima parte a perioadei de topire a încărcăturii solide în cuptoarele electrice cu arc este o metodă deosebit de eficientă din punct de vedere termic, care prezintă numeroase avantaje tehnice și economice, dintre care creșterea productivității și reducerea consumului de energie sînt cele mai însemnate. De puțin timp, în țările cele mai dezvoltate tehnologic, se manifestă preocupări pentru utilizarea acestei metode.

Investițiile și modificările constructive necesare pentru aplicarea acestei metode la cuptoarele electrice cu arc sînt minime în raport cu avantajele obținute.

BIBLIOGRAFIE

[1] Biriș, I. *Asupra intensificării acustice a proceselor de ardere*. Buletin I.P. Cluj-Napoca, nr. 22, 1979, p. 32—37.

[2] Carabogdan, I. Gh. ș.a. *Instalații termice industriale*. București, Ed. Tehnică, 1978.

[3] Hilberd, D. F., Stern, M. K. B.O.C. *Oxy-Fuel Burner Assists Electric Melting at B.S.C.*, River Don Works, In: Steel Times International, Anglia, vol. 01.208, nr. 3, 1980, p. 20—27.

[4] Micu, E. *Construcția și exploatarea cuptoarelor electrice de topire din industrie*. București, Ed. Tehnică, 1975.

[5] Monnot, G. ș.a. *La combustion dans les fours et les chaudières*. Publications de l'I.F.P., Paris, Ed. Technique, 1978.

[6] Popa, B., Biriș, I. *Contribuții la intensificarea procesului de ardere cu ajutorul ultrasunetelor*. A X-a Consfătuire a termoenergeticienilor din România. Brașov, 9—11 dec., 1982.

[7] Stambuleanu, A. *Flacăra industrială*. București, Ed. Tehnică, 1971.

[8] Untz, J., Knowles, D. *New Oxygen — Fuel Burner Significantly Improves Electric Arc Furnace — Productivity with Less Energy Consumption*. In: Industrial Heating, Anglia, Vol. LI, nr. 11, 1984, p. 12—13.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, R.F.G., nr. 1, 1990

Șansele și riscurile industriei europene în domeniul turnării în atenția Pieței europene interne, p. 1 — Uscarea miezurilor cu acoperiri inflamabile în cuptoarele de uscare din turnătorie, din punct de vedere al siguranței tehnice, p. 4 — Prelucrarea unei specificații de control pentru controlul nedistructiv al oalelor de turnare, transport și zgură, p. 8 — Plăci de turnare din regiunea de exploatare a fierului Brilon, p. 15 — Sinteză bibliografică anuală asupra fontei malleabile (urmare 27), p. 22 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnătoriei 1989 (urmare 26), p. 34.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 25/26, 1989

Relatare privind ziua siderurgiei 1989, p. 1245 — Activități ale Uniunii siderurgiștilor din R.F.G. (Verein Deutscher Eisenhüttenleute), p. 1258 — Omul — energia — materia: perspective pentru viitor, p. 1268 — Aspecte privind protecția anticorosivă în domeniul utilizării oțelului, p. 1277 — Curbe pentru modificarea formei limită, pentru calcularea formării de cute, la ambutisarea adîncă, p. 1285 — Reducerea sarcinii termice la forjarea blocurilor grele, p. 1289 — Perspectivele conjuncturale ale anului 1990, p. 1293.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 23, 1989

Noi procedee de măsurare și control on-line pentru benzi din oțel, p. 1151 — Analiza cantitativă „multielemente" a cantităților reduse de materiale nemetalice, cu un spectrometru de fluorescență roentgen secvențial, p. 1161 — Îmbunătățirea gradului de puritate microscopică, la procedeul de retopire electrică sub zgură, p. 1171 — Concepția unui model on-line pentru controlul temperaturii oțelului, în domeniul metalurgiei secundare, p. 1177.

Ing. C. Oniga, ing. H. Lupşan
ing. N. Iancău, ing. V. Popa,
ing. I. Duma şi ing. O. Popa
C.C.P. Aiud

Asimilarea turnării cilindrilor de laminor de tip Pilger din marca T30Mo Cr Ni 14

CZ : 621.746.01 : 621.771.07

Cilindrii Pilger sînt utilizaţi pentru laminarea la cald a ţevilor prin procedeul Manesmann (sau procedeul „în pas de pelerin").

Prin acest procedeu se pot obţine ţevi cu diametrul de pînă la 540 mm, cu grosimea peretelui între 2 şi 15 mm, iar lungimea pînă la 40 m.

Ca materie primă se folosesc eboşe cu pereţii groşi în care se introduce un dorn ; laminarea se efectuează între doi cilindri pe circumferinţa cărora se găseşte un calibru cu diametru variabil.

Schiţa cilindrului este redată în figura 1.

Laminarea la cajele Pilger constă în avansul periodic pe o anumită lungime (20—30 mm) a eboşei împreună cu dornul în spaţiul dintre cilindri, în momentul suprapunerii porţiunii de mers în gol a celor doi cilindri. Această operaţie, concomitent cu rotirea cu 90° a ansamblului eboşă dorn, se realizează cu ajutorul unui dispozitiv de avans hidraulic sau electromagnetic. Prin rotirea în continuare a cilindrilor, cu unghiul corespunzător porţiunii de lucru a calibrului, se efectuează procesul de laminare, iar eboşa se deplasează în direcţia care coincide cu sensul de rotire a cilindrilor. Porţiunea şlefuită asigură egalizarea diametrului şi a grosimii de perete.

După montarea cărămizilor tubulare ale alimentatorului, degajarea din peretele formei metalice se obturează prin montarea unor răcitori care să reconstituie forma circulară a cochilei şi, în acelaşi timp, să asigure un gradient de răcire cît mai uniform.

Executarea formei pentru fusul inferior

Se curăţă forma metalică inferioară de urmele de rugină şi de resturile de amestec provenite de la formarea anterioară, apoi se preîncălzeşte la o temperatură de ~80°C.

Pe suprafaţa astfel pregătită se aplică un strat de leşie sulfitică pentru o mai bună aderenţă a amestecului pe pereţii cochilei, după care se stampează, succesiv în straturi subţiri, amestecul preparat după următoarea reţetă : nisip cromit : 70%; bentonită : 20%; leşie sulfitică : 10%; umiditate pînă la consistenţa unei paste vîscoase.

Pentru o mai bună aderenţă a amestecului, pe suprafaţa activă a formei metalice, sînt prevăzute din 20 în 20 mm canale circulare cu lăţimea şi înălţimea de ~6 mm.

Fiecare strat de amestec se aplică după ce, din stratul precedent, excesul de umiditate a fost îndepărtat, la aceasta contribuind şi temperatura de preîncălzire a cochilei. Grosimea finală a stratului de amestec stampat va fi de ~10—15 mm.

După terminarea acestei operaţii se verifică modul în care stratul de amestec a aderat la pereţii formei metalice.

Dacă se constată că în anumite zone stratul de amestec a fisurat sau are tendinţă de desprindere, se curăţă suprafaţa respectivă şi se repară corespunzător.

Pentru îndepărtarea umidităţii din amestecul de formare, forma metalică se introduce în uscător.

Executarea formei pentru tăblie

Tăblia profilată a cilindrului se formează în rama mijlocie în poziţia de turnare, cu un model format din două semimodele (fig. 3).

Amestecul de formare se prepară după următoarea reţetă : nisip de Aghireş : 90—92%; silicat de sodiu : 5—7 %; umiditate : 3%.

Bătătorirea amestecului se face progresiv pentru a se realiza un grad de îndesare cît mai uniform. În amestecul de formare se pun cordoane de aerisire a căror capete sînt orien-

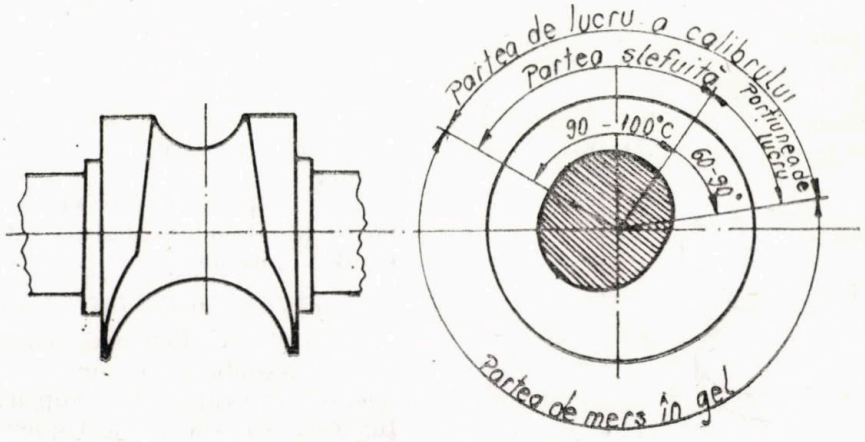


Fig. 1. Schiţa cilindrului

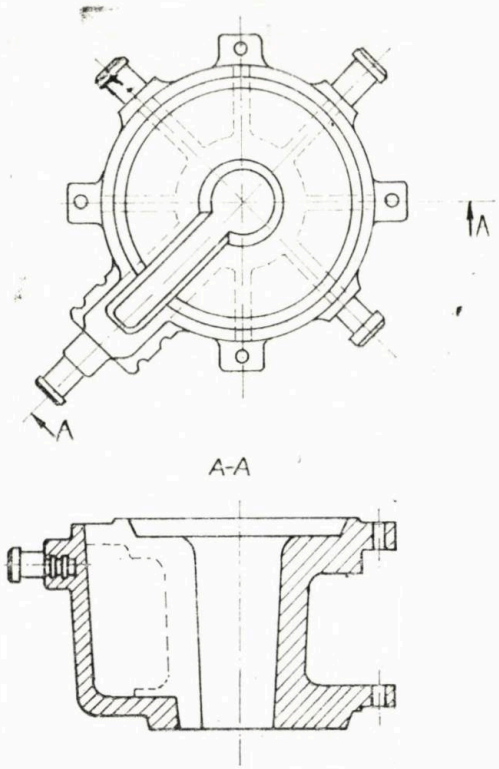


Fig. 2. Forma metalică (cochila)

tate spre exterior (prin orificiile practicate în pereții ramei) pentru a se realiza o aerisire corespunzătoare a formei în timpul turnării.

În această etapă a desfășurării procesului tehnologic de formare, cele două semimodele sînt solidarizate prin intermediul unei tije filetate, prinse pe placa de model, strîngerea fiind asigurată cu ajutorul unei piulițe tronconice.

După întărirea amestecului de formare, prin insuflare de CO_2, se realizează operația de demulare, reparare dacă este cazul, precum și vopsire a suprafeței care vine în contact cu metalul lichid, apoi uscarea.

Executarea formei pentru fusul superior

Această operație se desfășoară înainte de extragerea modelului din rama mijlocie, suprafața acestuia și piulița de strîngere tronconică servind la așezarea și la centrarea modelului fusului superior și maselotei.

Se utilizează aceeași rețetă de amestec de formare ca la formarea tăbliei. De asemenea,

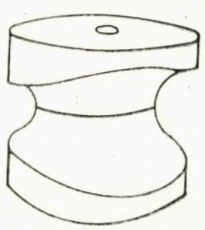


Fig. 3. Tăblia profilată a cilindrului

operațiile de întărire, demulare, vopsire se desfășoară ca la formarea ramei mijlocii.

Forma astfel obținută se introduce în uscător.

Vopsirea formelor

Pentru vopsirea formelor (mijlocie și superioară) se utilizează vopseaua refractară VOT2, pe bază de termocorindon și solvent organic :

— raportul de diluție pastă refractară/solvent este de 8/1 ;

— greutatea specifică după diluție este 1,65—1,7 gf/cm^3.

La I.M. Aiud se fabrică 16 tipodimensiuni de cilindri Pilger în gama de calibrații cuprinsă între Ø 540 și 282 mm și masa netă cuprinsă între 5260 și 3710 kg.

Acești cilindri fac parte din categoria cilindrilor de laminor cu tăblie profilată ; ei se obțin prin turnare din oțel marca T30MoCrNi14. Procesul tehnologic de fabricație include și operații de tratament termic primar și secundar, precum și de prelucrări mecanice prin așchiere.

Compoziția chimică conform STAS 1773—82, precum și caracteristicile mecanice ale materialului sînt redate în tabelul 1.

Tehnologia de turnare a fost astfel proiectată încît să asigure condițiile tehnologice și tehnice corespunzătoare, în vederea obținerii unei precizii geometrice și dimensionale ridicate, compactitate a materialului și structură de turnare cît mai bune.

O parte din problemele ridicate de turnarea cilindrilor Pilger sînt clasice, problemele particulare mai dificile rezultate din natura aliajului, forma și dimensiunile cilindrilor fiind rezolvate prin următoarele mijloace : proiectarea și construcția utilajelor de turnare adecvate tipodimensiunilor ; alegerea materialelor și amestecurilor de formare ; stabilirea temperaturilor tehnologice optime ; stabilirea modului de turnare.

Turnarea cilindrilor Pilger se face în forme combinate, și anume : fusul inferior în formă metalică (cochilă) ; tăblia și fusul superior în rame cu amestec de formare.

Forma metalică inferioară prezintă o particularitate constructivă — o proeminență exterioară (fig. 2) care are un dublu rol :

— de a susține tronsoanele metalice prin care se realizează piciorul de alimentare (cu cărămizi tubulare) în varianta turnării în sifon ;

— de a permite montarea cărămizilor tubulare ale alimentatorului, cu atac spre baza fusului inferior.

Pregătirea utilajului pentru asamblare

Utilajul de formare-turnare este pregătit pentru asamblare atunci cînd formele nu mai necesită reparații sau revopsiri, iar temperatura lui este situată în apropierea temperaturilor tehnologice de asamblare.

Tabelul 1

Compoziția chimică a oțelului T 30 Mo Cr Ni 14 conform STAS 1773—81

Elementele de aliere, %							
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
025 035	040 090	020 042	0040 max	0040 max	130 160	130 160	020 030

Caracteristicile mecanice

σc	σr	A	Z	KCU	HB
65	80	10	20	4	250 280

Asigurarea temperaturilor tehnologice de asamblare este importantă, deoarece acestea duc la valorificarea integrală a capacității utilajului de dirijare a solidificării.

Considerînd că asamblarea se execută rapid, că intervalul dintre sfîrșitul asamblării și începutul turnării este scurt, deci pierderea de căldură minimă, temperaturile tehnologice de asamblare și turnare se pot asimila.

După ce părțile componente ale utilajului au atins temperatura optimă, acestea se montează în următoarea ordine: placa de bază; forma metalică inferioară; rama mijlocie; rama superioară; pîlnia de turnare.

Timpul scurs din momentul începerii montării și pînă la turnare nu trebuie să depășească 25—30 minute.

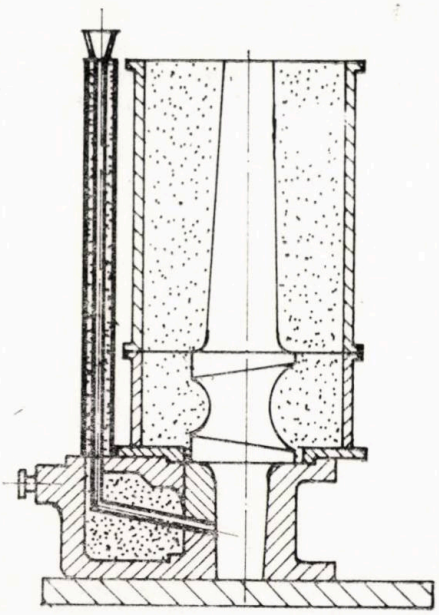


Fig. 4. Fusul inferior și maselota

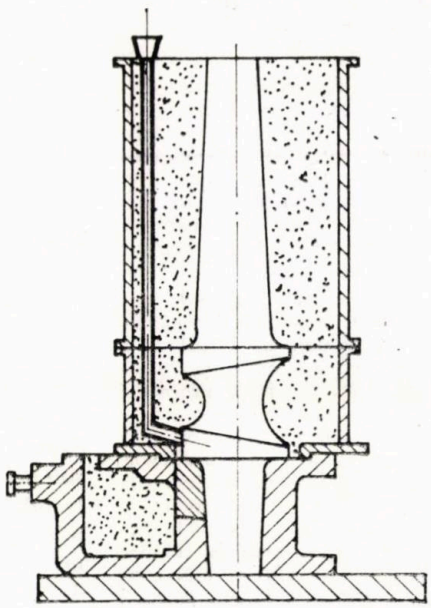


Fig. 5. Partea inferioară a tăbliei

Suprafețele de separație dintre forme se etanșază cu o pastă vîscoasă obținută din argilă și apă pentru a se preveni scurgerile accidentale de metal în timpul turnării.

Se trece apoi la consolidarea utilajului folosind buloane și pene de strîngere.

Utilajele asamblate trebuie să aibă o poziție verticală și să fie perfect stabile.

Principalele variante tehnologice experimentate, referitor la modul de turnare

S-au experimentat două variante de turnare:

— turnare cu alimentare prin rețea, realizată cu cărămizi tubulare, amplasată în tronsoane metalice susținute de proeminența exterioară

a formei metalice inferioare și atac la fusul inferior și maselotă (fig. 4);

— turnarea cu alimentare prin rețea, încorporată în amestecul de formare, cu atac tangențial la partea inferioară a tăbliei (fig. 5).

În urma comparării rezultatelor obținute s-au putut trage următoarele concluzii mai importante:

— varianta de alimentare cu atac la fusul inferior și maselotă prezintă avantajul unei umpleri liniștite a formei, excluzînd, la o dimensionare corectă a rețelei, turbionările și aspirația bulelor de aer. De asemenea, alimentarea maselotei cu metal fierbinte duce la obținerea unei retasuri concentrate:

— varianta de alimentare cu atac tangențial este favorabilă sub următorul aspect: traiectoria elicoidală a jetului de metal antrenează particulele nemetalice ajunse accidental în formă și facilitează ridicarea acestora, datorită diferenței de greutate specifică, în maselotă.

Desigur, avantajele sau dezavantajele pe care le conferă o metodă de turnare sau alta au un caracter relativ.

Important este să se respecte în totalitate fazele întregului proces tehnologic, începînd cu formarea (calitatea materialelor folosite, respectarea rețetelor amestecurilor de formare) și conducerea corectă a modului de elaborare etc. și terminînd cu demaselotarea și curățirea.

Demaselotarea și curățirea

După turnare, utilajul se va lăsa pentru răcire cca 72 ore, perioadă în care cilindrul trebuie să ajungă la o temperatură de 250—300°C.

Se dezbate, apoi se demaselotează și se curăță (aceste operații nu necesită prescripții deosebite).

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 24, 1989

Reducerea oxizilor de fier din materialele de încărcare în condiții de jurnal simulate, p. 1197 — Tratamentul fontei brute cu var și carbură de calciu prin procedeul de lance de imersie, p. 1207 — Utilizarea unui sistem de prelucrare a datelor de înaltă disponibilitate într-un laborator chimic central, p. 1223.

Giesserei, R.F.G., nr. 24, 1989

Noi posibilități de control și comandă automată a sistemelor de circulație a nisipurilor liate cu bentonită, p. 793 — Încercări de turnare prin procedeul CO_2 — sticlă solubilă. Partea a 2-a — încercări de exploatare, p. 799 — Sudarea materialelor din fontă de turnătorie. Aspecte privind formarea profesională a sudorilor și personalului de supraveghere a sudurii, p. 803 — Sinteză bibliografică anuală asupra analizei chimice (urmare 26), p. 807 — Sinteză bibliografică anuală asupra istoricului turnării (urmare 3), p. 811.

Giesserei, R.F.G., nr. 25, 1989

Posibilități de automatizare a celulei de turnare flexibile într-o turnătorie sub presiune, p. 831 — Aspecte privind aplicarea fotoelasticității pentru determinarea tensiunilor din sculele de turnare, p. 833 — Comparație privind tenacitatea oțelului prelucrat la cald prin diferite procedee, cu privire la utilizarea formelor de turnare sub presiune, p. 835 — Influența condițiilor de tratament de eroziune asupra formării structurii și tenacității oțelurilor de scule și a fenomenelor de apariție a defectelor la formele de turnare sub presiune, p. 843 — Oțeluri de prelucrare la cald uzuale pentru utilizarea la formele de turnare sub presiune cu indicație specială asupra oțelului de prelucrare la cald nr. 1.2367, p. 848 — Formele de turnare sub presiune — analiza solicitărilor cazurilor tipice de defecte, p. 850 — Controlul bilanțului termic al formelor de turnare sub presiune cu aparate de reglare a temperaturii, p. 859 — Cel de-al 15-lea congres internațional asupra turnării sub presiune cu expoziție, din St. Louis, p. 862.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 11, 1989

Contribuție la investigarea condițiilor tehnologice pentru fabricarea miezului conform procedeului formei înghețate, p. 331 — Tendințele de dezvoltare a fabricării formei pe baza unor materiale de formare liate cu argilă, p. 336 — Posibilități de control preventiv al materialelor de formare pentru asigurarea procesului, p. 342 — Contribuție la practica materialelor de formare prin procedeul de formare în vid, p. 346 — Microelectronica și tehnica de turnare — cea-de-a patra etapă de dezvoltare a turnătoriei, p. 347 — Combinații de materiale de turnare — posibilități de utilizare prin tehnici de turnare a materialelor compuse, p. 355.

Comunicația micro-SPOT cu aplicație în supravegherea cu calculator electronic a procesului de elaborare a feroaliajelor

Mat. M. Manda,
ing. Greta Winckelbauer și
ing. S. Ciucă
ICEM

CZ : 681.3

Realizarea practică a oricărui proces tehnologic presupune, pe lîngă existența condițiilor necesare executării acestuia (instalații tehnologice, materie primă, energie etc.), și desfășurarea unei activități de control, reglare și conducere a procesului.

Evoluția rapidă a calculatoarelor electronice în ultimul deceniu a determinat utilizarea lor cu mare eficiență în supravegherea și conducerea continuă a proceselor tehnologice.

În prezent, în lume există peste 100 000 calculatoare specializate în conducerea proceselor, ele fiind considerate componente aproape firești ale echipamentelor de automatizare ale instalațiilor mari și sînt, în mod curent, oferite împreună cu tehnologiile industriale de către furnizorii acestora.

În România, ca urmare a necesității deosebit de stringente de economisire a resurselor naturale, de optimizare a regimurilor tehnologice pentru obținerea unor consumuri minime de energie electrică și termică, se utilizează calculatoare de proces, în funcție de particularitățile tehnologiei pe care acesta trebuie să o supravegheze și să o conducă.

Astfel, calculatorul electronic de proces poate fi folosit cu bune rezultate în supravegherea procesului de elaborare a feroaliajelor.

Avînd în vedere faptul că în cuptoarele electrice de elaborare a feroaliajelor au loc două procese principale, care trebuie corelate : procesul de reducere a oxizilor conținuți în minereuri și procesul de coacere a electrozilor, mersul normal al cuptoarelor este determinat în principal de calitatea electrozilor folosiți, de caracteristicile acestora, de corectitudinea regimului de coacere realizat, de respectarea parametrilor impuși ai cuptorului, de calitatea și dozarea corectă a materiilor prime, de alegerea unui regim de răcire (apă, aer) corespunzător.

În această situație, pentru obținerea unor feroaliaje de calitate superioară, în condițiile reducerii consumului de materii prime și energie, se impune realizarea unui sistem informatic pentru supravegherea cu calculator electronic a procesului tehnologic.

Așa cum se observă în figura 1, sistemul este alcătuit din interfața de proces SPOT—83, microcalculatorul M118, terminale video tip DAF 2020 și imprimanta SCAMP. Interfața utilizează sistemul de operare S83, care reduce semnificativ problemele transmisiei de date, apelarea modulelor hard de interfațare cu procesul, calculele și programele de reglare și, îndeosebi, permite interconectarea sistemului SPOT cu un microcalculator de tip M118 sau cu un minicalculator de tip CORAL 4030.

Prin intermediul sistemului SPOT se culeg parametrii tehnologici direct din proces și de la panoul A.M.C. din cabina de comandă a cuptorului. Microcalculatorului M118 îi revine

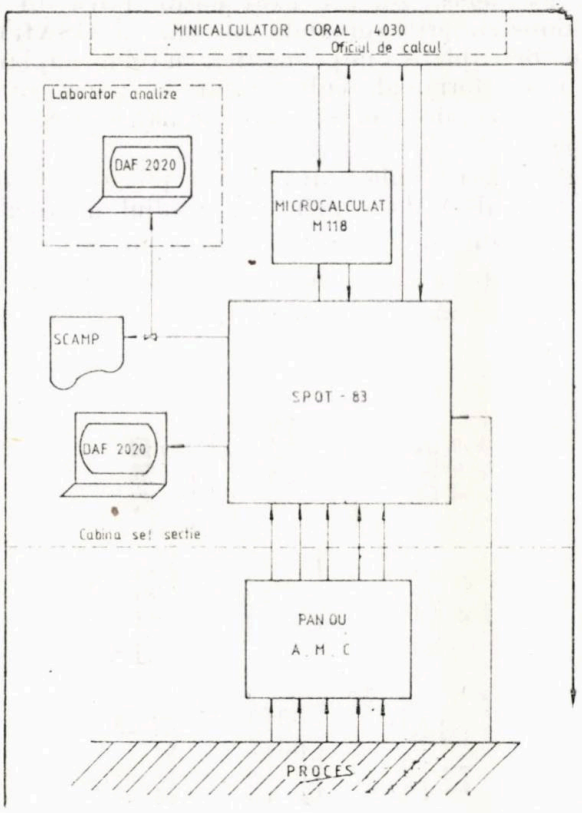


Fig. 1. Structura sistemului de urmărire a desfășurării procesului tehnologic

sarcina de execuție a modelelor matematice și tehnologice de conducere a proceselor metalurgice, rezultatele acestora fiind transmise către interfața de proces în mod interactiv.

În funcție de desfășurarea procesului, prin interfața SPOT se cere microcalculatorului execuția modelului adecvat fazei respective de proces sau tratarea soluțiilor neprevăzute (alarme, depășiri de limite tehnologice etc).

Programul implementat în microcalculatorul M118 conține totalitatea modelelor matematice și tehnologice pentru a răspunde necesităților procesului studiat. De asemenea, s-a urmărit asigurarea sincronizării dialogului între echipamentele de calcul, a siguranței în comunicație, înțelegîndu-se prin aceasta detectarea erorilor de comunicație și retransmiterea datelor eronate, precum și asigurarea unei proceduri time-out, adică detectarea și rezolvarea cazurilor în care solicitarea sau transferul de informații necesită un interval de timp mai mare decît cel socotit critic sau cazul în care fluxul de date se întrerupe brusc.

Totodată, pentru o etapă viitoare se preconizează realizarea unei comunicații micromini, pentru integrarea sistemului de conducere a secției la nivelul sistemului informatic general al combinatului.

Rezultatele modelelor se afișează pe terminalul video și imprimantă, cuplate la SPOT. De asemenea, s-a prevăzut posibilitatea interschimbării prin comanda software a USART-ului de cuplare a imprimantei, cu cel de cuplare a unui terminal video aflat la laboratorul de analize, de unde se introduc datele necesare modelelor tehnologice.

Parametrii culeși direct din proces sau de la panoul A.M.C., prin intermediul microcalculatorului SPOT—83, sînt următorii (fig. 2):

— temperatura în zidăria cuvei cuptorului, în dreptul fiecărui electrod (Tc1, Tc2, Tc3). Aceste temperaturi se citesc cu termocupluri normale cromel-alumel, cu teaca din oțel refractar, domeniul de temperatură 0—1000°C. La depășirea temperaturii de 800°C se emite un semnal de atenționare pentru siguranța exploatării cuptorului și pentru asigurarea unui transfer termic corespunzător;

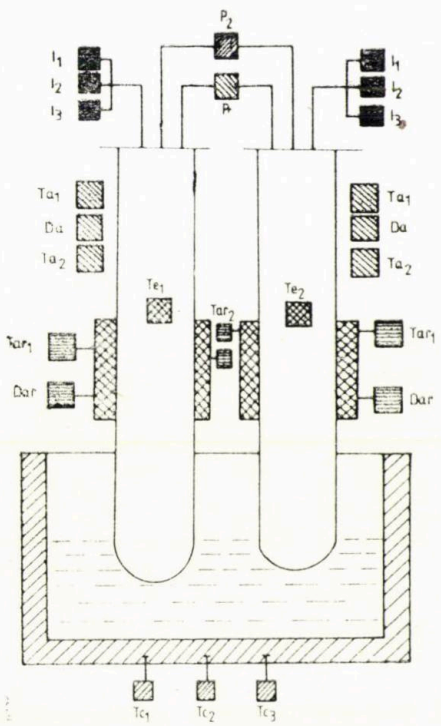


Fig. 2. Schema amplasării punctelor de măsurare în proces

— două temperaturi de pînă a 1000°C pe circuitul apei de răcire a periilor de contact(tur, retur) cu ajutorul a două termorezistențe normale cu adaptor pentru curent 0—100 mA (Tar1, Tar2);

— debitul de apă pentru răcirea periilor de contact, cu ajutorul unui debitmetru cu ieșirea semnalului unificat (Dar);

— două temperaturi pînă la 100°C (intrare, ieșire) pentru măsurarea temperaturii aerului suflat între mantaua electrodului și portelectrodului (Tal, Ta2);

— debitul de aer pentru răcirea electrozilor (Da);

— temperatura și debitul gazelor arse;

— trei valori ale curentului pe electrod, pentru fiecare fază;

— păstrarea constantă a curentului asigură un regim de coacere corespunzător și dă siguranța eliminării avariilor din cauza formării necorespunzătoare a electrodului;

— o valoare semnal unificat, pentru puterea activă absorbită de cuptor (Pa);

— o valoare semnal unificat, pentru puterea reactivă absorbită de cuptor (Pr);

— temperatura pastei de electrod deasupra periilor de contact în interiorul electrodului (Tc1, Tc2, Tc3). Această temperatură este măsurată cu ajutorul unui termocuplu cromel-alumel montat în interiorul unei sonde de protecție din oțel. Se ține astfel sub control apariția nivelului de solidificare a electrodului. În funcție de acest nivel, se fac lansări ale electrodului sau se modifică ceilalți parametri care influențează desfășurarea procesului de cocsificare a electrodului;

De la laboratorul de analize se introduc următorii parametri: compoziția chimică a materiilor prime; trecerile elementelor în aliaj și zgură; analiza tehnică a combustibilului folosit; compoziția chimică impusă a aliajului și zgurii rezultate; alte date tehnologice.

Parte din datele culese constituie mărimi de intrare pentru programele de calcul de bilanț de materiale și energie, deja implementate. Cu aceste programe, tehnologul are posibilitatea determinării rețetei de lucru și stabilirea unui consum energetic optim, într-un timp scurt și înaintea elaborării șarjei propriu-zise.

Celelalte date sînt stocate sub forma unui „jurnal", folosit ca ghid de operare și protocolat la intervale de timp alese. Prin aceasta, utilizatorul are posibilitatea vizualizării întregului flux tehnologic și i se permite luarea în timp util a deciziilor de lucru.

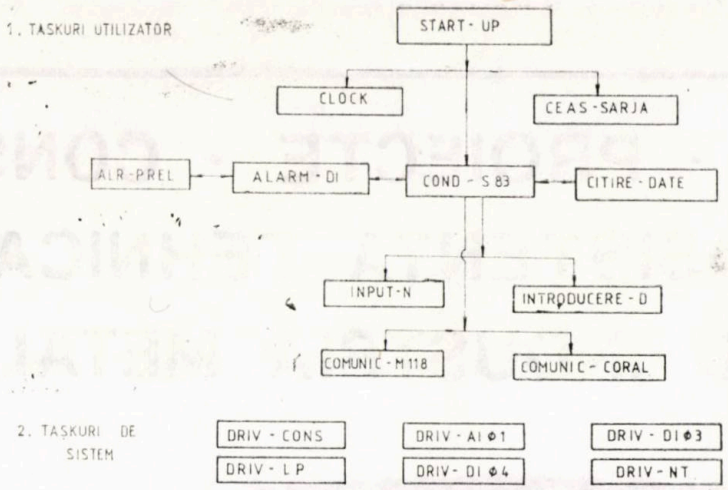


Fig. 3. Schema utilizării taskurilor sistemului

Pentru realizarea funcțiunilor de urmărire-conducere a sistemului, s-au prevăzut următoarele taskuri (fig. 3):

— taskuri utilizator care execută: citirile mărimilor analogice și numerice din proces (CITIRE—DATE); filtrarea și validarea acestor date; contorizarea timpului de proces și a altor perioade tehnologice semnificative (CLOCK, CEAS — SARJA); gestionarea alarmelor (ALR—PREL, ALARM—DI) care atenționează operatorul, vizual, prin semnal luminos și mesaj pe terminal, în cazul în care parametrii tehnologici menționați depășesc limitele prescrise, indicîndu-se tipul și locul de apariție a alarmei. În același timp, ele pun în funcțiune taskul de comunicare (COMUNIC—M118) pentru aplicarea modelului adecvat;

Taskurile utilizator execută și preluarea și analizarea datelor de la operator (INTRODUCERE—D), tratarea intervențiilor neprevăzute din partea operatorului (INPUT—N) gestionarea fișierelor pentru instored date (MEM—D), care are funcțiunea de memorare și gestiune a datelor pe o perioadă mai mare de timp, în felul acesta sistemul beneficiind de: o extindere considerabilă de memorie, comunicația cu calculatorul MASTER (COMUNIC—M118, COMUNIC—CORAL), tipărirea protocolului pe terminal și imprimantă, asigurarea folosirii alternative a USART-ului pentru terminal și imprimantă.

— taskuri de sistem care reprezintă drivere pentru lucrul cu terminalul (DRIV—CONS), imprimanta (DRIV—LP) și pentru transmiterea/preluarea datelor la/de la proces (DRIV—Di01, DRIV—Di04, DRIV—Di03).

Concluzii

Utilizarea calculatorului de proces și a comunicației micro—SPOT în supravegherea procesului de elaborare a feroaliajelor presupune existența unui sistem informatic și duce la:

— existența cumulată, pe perioade mari de timp, a unui „istoric" al șarjei elaborate;

— creșterea operativității în luarea deciziilor de conducere prin analiza rapidă a situației existente;

— reducerea costului șarjei prin optimizarea consumului de energie, materie primă și pastă de electrozi.

BIBLIOGRAFIE

[1] X SPOT | 83 *Manual de prezentare și utilizare* F.C.E., 1985.

[2] X X X Sistemul de operare S83, ICSIT—TCI, 1987

[3] Winckelbauer, Greta., Ciucă, S. *Posibilități de conducere cu calculator electronic a procesului de elaborare a feroaliajelor în cuptorul electric cu arc.* București, ICEM, Cercetări metalurgice, 1988.

[4] Toacse, Gh. *Introducere în microprocesoare.* București, Editura științifică și enciclopedică, 1985.

STUDII · PROIECTE · CONSULTING
ASISTENTA TEHNICA
PENTRU INDUSTRIA METALURGICA

STUDII SI PROIECTE PENTRU :
MODERNIZARI TEHNOLOGICE
CONSTRUCTII ADMINISTRATIVE ,
SOCIAL - CULTURALE
LOCUINTE
EXPOZITII , RECLAME

INSTITUTUL DE INGINERIE TEHNOLOGICA SI PROIECTARE
PENTRU INDUSTRIA METALURGICA
B - DUL CONSTRUCTORILOR 20 , BUCURESTI 79 649
TELEFON 17 50 59 , 17 32 65 - TELEX 11 244

METALEXPORTIMPORT

BUCHAREST – ROUMANIE
21 25, RUE MENDELEEV, TELPHONE
620, 651 LIGNE INTERNTIONALE
TELEX 11513

ICE METALEXPORTIMPORT EXPORTE:

- Tôle et bande en aluminium

  Qualité : 99,5% $AlMg_3$ cf. DIN

– AA 110, AA 3003, AA 5052 conf. AA 84

– d'autres qualités disponibles. Epaisseur : 0,2–3 mm

Largeur de la bande : 75–1500 mm

Dimensions de la tôle :

1000×2000 mm, 1250×2500 mm, 1500×3000 mm, 3'×6'×8' et d'autres dimensions convenues.

- Tôle et bandes, stucco, diamond, tôles et bandes plates.
- Feuilles d'aluminium

  Qualité : 99,0, 99,5 %, AA 3003

  Epaisseur : 9–200 microns

  Largeur : 75–1000 mm

  Utilisation finale : industrie alimentaire, pharmacie. industrie ménagère, installation hydrauliques, etc.

- Profilés extrudés en aluminium. **Qualité : AlMgSi, AA 0663, AA 7075 de commun accord aussi d'autre qualités disponibles.**

Utiiisation finale : bâtiment, industrie, portes et fenêtres.

L'usine SLATINA produit également rondelles, disques, et câbles en aluminium.

– Tôle forte, inclusivement tôle pour navires et virole de chaudière

– Tôle et bande laminée à froid

– Bande laminée à chaud

– Tôle et bande zinguée

– Tôle pour dynamo

– Fer à béton et fil laminé

– Barres laminées à chaud

– Profilés U et profilés I

– Barres étirées

– Profilés formés à froid

– Tubes en acier sans soudure

– Tubes conduite, descentes et tubes de production

– Tubes soudés noirs et zingués

– Fil étirés

– Electrodes de soudure

– Clous

– Cable métallique

– Chaînes industrielles

– Câbles de traction

E 3280

METALURGIA

REFERÁLVA

R 1991 -01- 02

5

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XLII • NR. 5 • MAI 1990

ICPPAM

INSTITUTUL DE CERCETĂRI ŞI PROIECTĂRI DE FABRICAŢIE
PENTRU PRODUSE PLATE ŞI ACOPERIRI METALICE

GALAŢI **Este specializat în domeniile :** ROMANIA

CERCETARE

- Tehnologii de fabricaţie metalurgică în domeniile:
  - — fabricarea cocsului şi subproduselor sale;
  - — elaborarea fontei şi oţelului;
  - — producerea laminatelor plate;
  - — acoperiri de protecţie metalice sau nemetalice
- Expertize, consultaţii tehnice şi testări pentru produse metalurgice şi auxiliare
- Lucrări de laborator:
  - — determinări distructive sau nedistructive cu caracteristici fizico-chimice, metalografice, mecanice, comportare la coroziune şi difractometrie;
  - — analize derivatografice ale materialelor solide;
  - — expertize şi determinări de noxe în medii industriale

MICROPRODUCŢIE

- Benzi înguste subţiri laminate la rece cu dimensiunile: grosime 0,1—3,0 mm; lăţime 10—200 mm
- Benzi înguste, subţiri, acoperite electrolitic (cu zinc, cupru, nichel şi crom) şi termic (cu aliaj plumb-staniu, zinc)
- Cuţite pentru debitarea laminatelor

PROIECTARE

- Utilaje, instalaţii şi construcţii siderurgice
- Linii de proces pentru produse plate
- Instalaţii de acoperiri pentru protecţie metalice (prin imersie sau electrolitice) sau nemetalice;
- Modernizări şi reparaţii capitale pentru utilaje şi instalaţii din uzine siderurgice;
- Documentaţii tehnico-economice pentru reparaţii capitale
- Combaterea poluării şi protecţia mediului înconjurător
- Asistenţă tehnică pe flux siderurgic integrat

RESEARCH

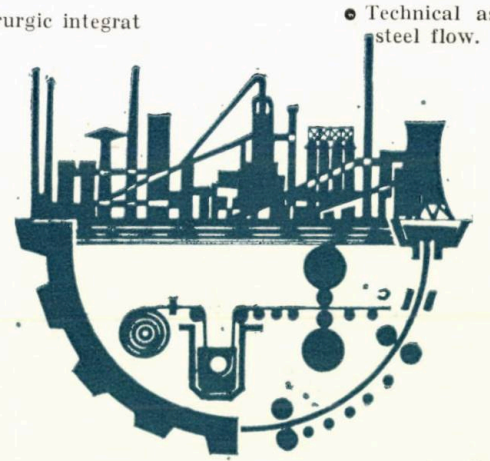
- Metallurgical manufacturing technologies in the following fields:
  - — coke and coke by-product making
  - — iron and steel making
  - — steel flat product manufacturing
  - — metal or non-metal protective coatings.
- Examinations, consulting and tests for metallurgical products and by-products.
- Laboratory activities
  - — destructive or non-destructive tests to determine physico-chemical, metallographic and mechanical properties, the corrosion behaviour and difractometry
  - — derivatographic analyses of the solid materials
  - — examinations and determinations of noxious industrial environments.

MICROPRODUCTION

- thin, narrrow cold-rolled strips (thickness 0.1 to 3.0 mm, width 10 to 200 mm)
- thin narrow strips, electroplated (with zinc, copper, nickel and chrome) and hot-dip plated (with lead-tin alloy, zinc).
- shear knives for rolled products.

DESIGN

- Iron and steel structures, equipments and facilities.
- Process lines for steel flat products.
- Plants for metal protective coatings (by dipping or electroplating) or for non-metal coatings.
- Revamping and capital repair for the equipments and facilities in the iron and steel plants.
- Technical and economic documentation for capital repair.
- Pollution fighting and environment protection.
- Technical assistance on the integrated iron and steel flow.



Reprezentantul nostru pentru relaţii externe este Întreprinderea de comerţ exterior „UZINEXPORTIM PORT" cu sediul în Bucureşti B-dul Republicii nr. 32 telefon 137080, 139389 telex 0-11214.

METALURGIA

Anul 42 Nr. 5 Mai 1990

ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONT ÉS KÖNYVTÁR

CUPRINS

Deică, V. : **Studiul betoanelor refractare dense cu conținut redus și foarte redus de ciment** 213

Negrescu, D. : **Coordonate și implicații internaționale ale procesului de restructurare a siderurgiei în țările occidentale industrializate** 227

Colan,, H. : **D. K. Cernov și știința metalelor** 234

Chițu, Gh. : **Cercetări privind oțelurile inoxidabile martensitice cu 12 % Cr** 239

Subu, T., Olariu, C. și Reinert, H. : **Încărcarea prin sudare mecanizată a suprafețelor de etanșare de la armăturile industriale** 244

Alexandru, I., Coman, Gh., Susan, M., Baciu, C. și Gramaticu, M. : **Rolul ultrasunetelor la călirea și revenirea oțelurilor înalt aliate** 249

Pop, Gh. și Nica, Gh. : **Mecanismul și cinetica procesului de cementare prin turnarea pieselor din oțel** . . 253

Brabie, V., Toboc, P., Bălescu, C. Ștefănescu, Fl. și Neagu, G. : **Rafinarea oțelurilor de turnătorie prin filtrare** 258

Dobrescu, Gh. : **Unele considerații privind fontele cu structură perlitică rezistente la uzură** 263

REVISTA REVISTELOR 226, 233, 238, 248

Redactor responsabil: **prof. dr. ing. L. SOFRONI**
Redactor: **ELENA PÂRVU**
Tehnoredactor: **MARIETA RUBȚOV**

„UNIVERSUL" — c. 2125 **Lei 15**

CONTENTS

1991 JAN 17

DC: 666.974.2

Deică, V.: **The study of the dense, low and very low cement refractory concrete**

Metalurgie 42 (1990), nr. 5, p. 213—226

DC: 669.1

Negrescu, D.: **International aspects and implications of the western iron and steel industry revamping**

Metalurgie 42 (1990), nr. 5, p. 227—233

DC: 669.018

Colan, H.: **D. K. Cernov and the metal science**

On the 150 anniversary of D. K. Cernov, the author presents the specialist's life and work (1838—1921), one of the forerunners of the heat treatment theory which founded the metal science.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 234—238

DC: 669.14.018.8 : 669.112.227.34

Chifu, Gh.: **Researches on the 12% Cr martensitic stainless steels**

The paper presents the researches carried out with a view to establishing the optimum chemical analysis and the forging and heat treatment parameters which depend on the physical and mechanical characteristics of 12% C and 0,12% C steel with a view to drawing up an integrated manufacturing technology aiming at a highly efficient production.

Metalurgia 42 (1990,) nr. 5, p. 239—243

DC: 621.646

Subu, T., Olariu, C. and Reinert, R.: **Mechanized built-up welding of tightening parts of the industrial fittings**

In this paper certain results of research activities are presented, which concluded in a new mechanized welding technology and the special equipment for it, intended for the two wire submerged arc surfacing of tightening parts of industrial plant fittings.

By applying the technology and equipment at five manufacturers of plant fittings, significant cost savings were obtained, concerning energy, work and high alloyed filler metals.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 244—248

DC: 66.084 : 534.321.9

Alexandru, I,. Coman, Gh., Susan, M., Baciu, C. and Gramaticu, M.: **The rol of ultrasounds in high alloy steel quenching and tempering**

The auhtors intend to determine the positive influence of the ultrasound field on the physical modifications and on the physical and mechanical properties of heat treated Rp_3 high alloy steel.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 249—252

DC: 621.785.51.062.5

Pop, Gh. and Nica, Gh.: **The mechanism and kinetics of the cementing process for steel castings**

The authors present the cementing mechanism and kinetics in the steel casting process where the process is based on the mass transfer phenomena at the casting alloying — — sand mould by thermocapilarity and by superficial carbon diffusion in the cast layer.

The authors presented the microstructure of the cemented castings by casting process, the methods of determining the thickness and carbon concentration in the superficial cemented layer of a steel casting, according to the diffusion period, when drawing the adequate variation.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 253—257

DC: 669.14 : 621.746.01

Brabie, V., Toboc, P., Bălescu, C., Ştefănescu, Fl. and Neagu, G.: **Foundry steel refining by filtration**

The paper presents the steel filtration principles witha view to improving their quality.

The authors also show the filtration technology advantages as well as a series of experimental results.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 258—262

DC: 669.162.275.1

Dobrescu, Gr.: **Considerations on the perlitic structure cast irons with high wear strength**

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 263—264

INHALT

DK : 666.974.2

Deică, V. : **Erforschung des hitzebeständigen kompakten Betons mit einem beschränkten Zementgehalt**

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 213—226

DK : 669.1

Negrescu, D. : **Internationale Koordination und Mithineinbeziehungen des Prozesses der Organisierung auf einer neuen Basis, der Eisenhüttenkunde aus den westlichen Industrieländern**

Metalurgia 42(1990), nr. 5, p. 227—233

DK : 669.018

Colan, H. : **D. K. Cernov und die Metallkunde**

In der vorliegenden Arbeit werden das Leben und die Tätigkeit von D. K. Cernov (1839—1921), Volräufer der Theorie der Wärmebehadnlungen und einer der Wissenschaftlern der die Grundlagen der Metallkunde festgesetzt hat ; und von dessen Geburt 150 Jahre abgelaufen sind, dargestellt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 234—238

DK : 669.14.018.8 : 669.112.227.34

Chifu, Gh. : **Erforschungen angesichts den rostfreien martensitischen Stählen mit 12 % Cr-Gehalt**

Die Arbeit stellt die Erforschungen, dar die im Rahmen des Unternehmes für schwere Maschinen Bukarest (IMGB), Rumänien, durchgeführt werden mit dem Ziel der Festsetzung der optimalen chemischen Analyse und den Schmiede- und Wärmebehadlungsparameter von denen die physikalisch-mechanischen Eigenschaften der 12 %Cr- und 0,12 %C-haltigen Stähle abhängen, angesichts der Schaffung einer integrierten Herstellungstechnologie, damit sich die Produktion mit höchster Zuverlässigkeit und Wirtschaftlichkeit abwickelt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 239—243

DK : 621.646

Subu, T., Olariu, C. und Reinert, R. : **Mechanisches Auftragschweissen der Dichtflächen von industriellen Armaturen**

In der vorliegenden Arbeit werden die durchgeführten Forschungsergebnisse der Ausarbeitung einer mechanisierten Technologie des UP-Auftragschweissens mit zwei Drähten von Armaturdichtflächen sowie die dazugehörigen Ausrüstungen dargestellt.

Durch den Einsatz der o.g. Technologie und den betreffenden Ausrüstungen in fünf Produktionseinheiten für den Bau von industriellen Armaturen wurden wichtige Ersparnisse von Arbeitsleistung, Energie und hochlegierten Zusatzwerkstoffen erzielt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 244—248

DK : 66.084 : 534.321.9

Alexandru, I., Coman, Gh., Susan, M., Baciu, C. und Gramaticu, M. : **Rolle der Ultraschallen bei der Härtung und beim Rückglühen von hochlegierten Stählen**

Die hochenergetischen Ultraschallen sind die Beschleuniger aller Umwandlungen im flüssigen und festen Zustand, aus den metallischen Legierungen.

In der Arbeit wird nach den positiven Einfluss des ultraschallverstärkenden Feldes auf den physikalischen Veränderungen und auf den physikalisch-mechanischen Eigenschaften des hochlegierten Rp3-Stahles, das komplex wärmebehandelt wurde, hingewiesen.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 249—252

DK : 621 : 785.51.062.5

Pop, Gh. und Nica, Gh. : **Mechanismus und Kinetik des Zementierungsprozesses durch das Giessen von Stahlgussstücken**

In der Arbeit werden der Mechanismus und die Kinetik der Zementierung während des Giessens von Stahlgussstücken angeführt. Das Verfahren wird anhand den Massentransporterscheinungen in der interphasischen Zone Giesslegierung-eine Form aus Gemischen, durch Thermokapillarität und oberflächliche Diffusion des Kohlenstoffs aus der betreffenden Schicht des Werkstücks, dargestellt.

Weiter werden die Mikrostruktur eines durch Giessen zementierten Werkstücks, die Festsetzungsmethoden der Dicke und der Kohlenstoffkonzentration der oberflächlichen zementierten Schicht eines Stahlwerkstücks, abhängig von der Diffusionsdauer, indem die betreffenden Schwankungskurven gezogen werden, dargestellt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 253—257

DK : 669—14 : 621.746.01

Brabie, V., Toboc, P., Bălescu, C., Ştefănescu, Fl. und Neagu, G. : **Veredelung von Gussstählen durch Filtrierung**

In der vorliegenden Arbeit werden die Grundsätze der Filtrierung von Stählen, mit dem Ziel der Verbesserung ihrer Qualität, dargestellt. Es wird ebenfalls auf die Vorteile der Filtrierungstechnologie, sowie auf einer Reihe von experimentellen Ergebnissen, hingewiesen.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 258—262

DK : 669.162.275.1

Dobrescu, Gr. : **Einige Betrachtungen angesichts des Gusseisens mit perlitischem Gefüge das einen hohen Verschleisswiderstand aufweist**

Metalurgia (1990), nr. 5, p. 263—264

SOMMAIRE

CD : 666.974.2

Deică, V. : **L'étude des bétons réfractaires damés à faible et très faible teneur en ciment**

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 213—226

CD : 669.1

Negrescu, D. : **Coordonnées et implications internationales du processus de restructuration de la sidérurgie dans les pays industrialisés de l' Europe de l'Ouest**

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 227—233

CD : 669.018

Colan, H. : **D. K. Cernov et la science des métaux**

On présente l'activité de D. K. Cernov (1839—1921), précurseur de la théorie des traitements thermiques, des specialistes qui ont fondé la science des métaux, à l'occasion de son 150ème anniversaire.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 234—238

CD : 669.14.018.8 : 669.112.227.34

Chifu, Gh. : **Les aciers inoxydables martensitiques à 12 % Cr**

L'auteur présente les recherches effectuées à l'Entreprise de machines lourdes de Bucharest afin de déterminer l'analyse chimique optimum et les paramètres de forgeage et de traitement thermique qui influencent les caractéristiques physico-mécaniques des aciers à 12 % Cr et 0,12 % Cr.

Cette activité de recherche a pour but le développement d'une technologie integrée de fabrication à même d'augmenter l'efficacité économique de la production.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 239—243

CD : 621.646

Subu, T., Olariu, C., et Reinert, R. : **Chargement par soudage mécanisé des éléments d'étanchement des armatures industrielles**

Dans cet ouvrage on présente les résultats des activiés de recherches qui ont abouti à l'élaboration d'une nouvelés technologie de soudage mécanisé et de l'équipment speciaisé, destinés au rechargement à l'aide de deux fils-électrodes sous flux des éléments d'étanchement des armatures industrielles.

A la suite de la mise en oeuvre de cette technologie et de l'équipement dans cinq entreprises d'armatures industrielles, on a obtenu de signifiactive séconomies de maind'oeuvre, d'énergie et de matériaux d'apport à haute teneur en éléments d'alliage.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 244—248

CD : 66.084 : 534.321.9

Alexandru, I., Coman, Gh., Susan, M., Baciu, C. et Gramaticu, M. : **Le rôle des ultrasons à la trempe et au revenu des aciers hautement alliés**

Les ultrasons à hautes énergies accelèrent les transformations en état liquide et solide qui ont lieu dans les alliages métalliques.

Les auteurs ont déterminé l'influence positive du champs ultrasonore sur les modifications de phase et sur les propriétés physiuqes et mécaniques de l'acier hautement allié Rp soumis au traitement thermique.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 249—252

CD : 621.785.51.062.5

Pop, Gh. et Nica, Gh. : **Le mécanisme et la cinétique du processus de cémentation au cours de la coulée des pièces en acier**

L'article présente le mécanisme et la cinétique de la cémentation dans le processus de coulée des pièces en acier. A la base de ce processus se trouvent les phénomènes de transport de masse dans la zone interphasique d'interface alliage de coulée-moulage en sables par la thermocapilarité et par la diffusion superficielle du carbone dans la couche de la pièce.

On présente également la microstructure d'une pièce cementée par coulée, les méthodes de détermination de l'épaisseur et de la concentration en carbone de la couche superficielle cementée d'une pièce en acier, en fonction du temps de diffusion.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 253—257

CD : 669—14 : 621.746.01

Brabie, V., Toboc, P., Bălescu, C., Ştefănescu, Fl. et Neagu, G. : **Le raffinage des aciers de fonderie par filtrage**

L'article présente les principes du filtrage des aciers ayant pour but l'amélioration de leur qualité. On présente également les avantages de la technologie de filtrage de même qu'une série de résultats expérimentaux.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5, p. 258—262

CD : 669.162.275.1

Dobrescu, Gh. : **Les fontes à structure perlitique résistentes à l'usure**

Metalurgie 42 (1990), nr. 5, p. 263—264

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 666.974.2

Дейкэ, В.: **Изучение огнестойких плотных бетонов с низким и сверхнизким содержанием цемента**

Metalurgia 42 (1990), nr. 5. p. 213—226

ДК: 669.1

Негреску, Д.: **Координаты и международные последствия процесса перестроки черной металлургии в промышленно-развитых странах**

Metalurgia 42 (1990), nr. 5. p. 227—233

ДК: 669.018

Колан, Х.: **Д. К. Чернов и наука металлов**

Представляется жизнь и деятельность Д. К. Чернова (1839—1921), предшественник теории термических обработок, основоположник науки металлов, со дня рождения которого исполнилось 150 лет.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5. p. 234—238

ДК: 669.14.018.8: 669.112.227.34

Кицу, Г.: **Исследования относительно нержавеющих мартенситных сталей с 12% Cr**

Работа представляет проведенные исследования по определению оптимального химического состава и параметров ковки и термообработки, от которых зависят физико-механические характеристики сталей с 12% Cr и 0,12% C для составления интегрированных технологий производства с повышенной экономической эффективностью.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5. p. 239—243

ДК: 621.646

Субу, Т., Оларіу, К. и Рейнерт, Р.: **Механизированная наплавка уплотнительных поверхностей промышленных арматур**

Представлены результаты исследований, конкретизированных разработкой механизированной технологии и соответствующего оборудования для наплавки под флюсом двумя проволоками уплотнительных поверхностей промышленных арматур.

Введением разработанных технологий и оборудования в 5 предприятиях, изготовливающих промышленные арматуры, были получены значительные экономии труда, энергии и высоколегированных сварочных материалов.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5. p. 244—248

ДК: 66.084:534.321.9

Александру, И., Коман, Г., Сусан, М., Бачю, К. и Граматику, М.: **Роль ультразвуков при закалке и отпуске высоколегированных сталей**

В работе определяется положительное влияние ультразвукового поля на фазовые изменения и физико-механические свойства высоколегированных сталей Рп3, сложно термообработанных.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5. p. 249—252

ДК: 621.785.51.062.5

Поп, Г. и Ника, Г.: **Механизм и кинетика процесса цементации при отливке стальных изделий**

В статье представлен механизм и кинетика цементации в процессе отливки стальных изделий, где процесс реализуется на основе явлений массопереноса к межфазной зоне литейный сплав-формы из смесей термокапиллярностью и граничной диффузией углерода в слое соотвествующего изделия.

Представлена микроструктура цементируемого изделия отливкой, методы определения толщины и концентрации углерода в цементируемом поверхностном слое стального изделия в зависимости от времени диффузии, строя соответствующие кривые вариации.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5. p. 253—257

ДК: 669-14: 621.746.01

Брабие, В., Тобок, П., Бэлеску, К., Штефэнеску, Ф. и Неагу, Г.: **Рафинирование фильтрированием литой стали**

В работе представлены принципы фильтрирования сталей для улучшения их качества. Также представлены преимущества технологии фильтрирования и ряд экспериментальных результатов.

Metalurgia 42 (1990), nr. 5 p. 258—262

ДК: 669.162.275

Добреску, Г.: **Некоторые соображения относительно чугунов с перлитными структурами с большой износостойкостью**

Mesalurgia 42 (1990) nr. 5. p. 263—264

METALURGIA 5
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE 1990

Ing. V. Deică
T.A.G.L.S.I.T.

Studiul betoanelor refractare dense cu conținut redus și foarte redus de ciment

Atît betoanele termorezistente avînd refractaritatea sub 1580°C, cît și cele refractare cu refractaritate peste 1580°C se compun în general din 12—20% ciment și 80—88% agregat.

Față de produsele fasonate (cu conținut similar de Al_2O_3), betoanele au la utilizare o serie de avantaje, cum ar fi: o rapidă aprovizionare; ușurința punerii în operă, eliminarea rosturilor de zidărie; eliminarea cărămizilor fasonate, în special pentru zonele cu geometrie complicată; mînă de lucru fără o calificare specială; economie de manoperă. Însă, față de produsele fasonate, betoanele prezintă mari dezavantaje din punct de vedere fizico — chimic: rezistențe piroscopice și de înmuiere sub sarcină mici, porozitate după ardere mare, cădere de rezistență mecanică între temperatura deshidratării liantului și temperatura începutului prizei ceramice. De asemenea, conținutul mare de CaO și Fe_2O_3 micșorează refractaritatea și rezistența la atacul zgurilor.

Aceste dezavantaje au determinat stoparea generalizării căptușelilor din betoane în toate sectoarele calde, pentru zonele cu solicitări fizico-chimice mari, fiind preferate produsele fasonate arse sau masele de ștampare.

Anii '70 au marcat apariția în Franța (firma Prost S.A) a primelor betoane care au un dozaj redus de ciment, așa-numitele betoane cu ciment puțin (BCP). Aceste betoane elimină parțial dezavantajele betoanelor clasice, în unele cazuri avînd chiar caracteristici fizico-chimice mai bune decît produsele fasonate arse (tab. 1).

Datorită acestor proprietăți, multe firme din lume (Lafarge, Alcoa etc.) s-au lansat în cercetarea și producerea BCP, care pe drept cuvînt marchează un punct de cotitură în industria refractarelor.

Totuși, betoanele cu ciment puțin nu răspund întru totul dorințelor utilizatorilor, fiind sensibile atunci cînd se folosesc și avînd rezistența la încovoiere la cald scăzută dacă în compoziția lor nu se fac unele modificări, astfel încît pe baza aceluiași Know-how, în anii '80, tot în Franța (firma Lafarge), s-au produs primele betoane cu dozaj foarte redus de ciment (BCFP).

Aceste betoane răspund pe deplin cerințelor care se impun materialelor monolitice hidraulice, pentru a fi utilizate generalizat în toate sectoarele calde, BCFP depășind, din punct de vedere al proprietăților fizico-chimice, produsele fasonate arse (cu același procent de Al_2O_3), concomitent cu menținerea avantajelor menționate anterior (tab. 1). În plus, tehnologia producerii BCP și BCFP a dus și la obținerea unor noi betoane de torcretare și a unor noi amestecuri de ștampare cu liant chimico-hidraulic, avînd proprietăți deosebite, o multitudine de produse apărînd astfel pe piața mondială.

În România, cu toate că betoanele cu ciment puțin au fost studiate încă din 1980 și brevetate în 1982, cu o singură excepție (BI97), nu au fost aplicate în producție. Aceasta se datorează faptului că betoanele cu ciment puțin

Tabelul 1

Proprietățile fizico-chimice ale unui beton clasic și ale unei cărămizi dense cu agregate de alumină sinterizată, comparativ cu BCP și BCFP cu aceleași agregate

Proprietățile	Betonul clasic	Cărămida densă	BCP	BCFP
Agregatul	alumină sinterizată	alumină sinterizată	alumină sinterizată	alumină sinterizată
Al_2O_3	90%	93%	90%	91%
CaO	5%	0,5%	1,1%	0,3%
Porozitatea deschisă la 110°C	8%	20%	6%	5%
Porozitatea deschisă după 1 000°C	22%	20%	14%	11%
Rezistența la compresiune la rece după ardere, 1 000°C	40 /Nmm²	70 N/mm²	120 N/mm²	150 N/mm²

sînt mai pretenţioase la punerea în operă şi sensibile la prima încălzire.

BCFP însă nu au fost nici studiate, nici produse sau utilizate în România.

În continuare se vor studia compoziţia şi cinetica proceselor fizico-chimice care se desfăşoară la hidratarea — întărirea — arderea BCP şi BCFP, utilizînd ciment superaluminos indigen, precum şi proprietăţile acestora în prezenţa diverşilor aditivi şi problemele care se ridică la utilizarea lor.

Compoziţia betoanelor cu conţinut redus (BCP) şi foarte redus (BCFP) de ciment

În afara componentelor clasice, atît în BCP, cît şi în BCFP intervin două componente care dau acestora proprietăţile urmărite.

Acestea sînt fluidifiantul şi materialul pulverulent.

Pentru utilizarea BCP şi BCFP în diverse domenii, unde sînt necesare proprietăţi speciale (de ex. în metalurgia oţelului) şi pentru uşurarea uscării lor, se utilizează în plus diverşi aditivi cum ar fi : grafit, SiC, fibre etc. Aceşti aditivi nu sînt însă strict necesari compoziţiei BCP şi BCFP, ei fiind adăugaţi de la caz la caz.

Compoziţia betonului cu conţinut redus de ciment (BCP)

Betoanele cu ciment puţin se compun în general din : 3—8% ciment (după alţi autori 5—8%); 2,5—4% material pulverulent cu mare suprafaţă specifică : silica micronizată, Al_2O_3 micronizat, Cr_2O_3 micronizat; 0,01 — —0,3% agent fluidifiant şi defloculant : fosfaţi alcalini, polifosfaţi alcalini, carbonaţi alcalini, săruri alcaline ale acidului carboxilic; 86+92% agregat.

Fluidifiantul. La hidratarea cimentului superaluminos se produce un gel avînd o mare suprafaţă specifică, astfel încît, teoretic, ar fi suficientă o cantitate foarte mică de ciment pentru acoperirea granulelor de agregate cu o peliculă de liant, însă mobilitatea particulelor acestui gel nu este suficient de mare pentru asigurarea unei acoperiri corecte.

Din acest motiv, în betoanele clasice, cantitatea de ciment este superioară cantităţii teoretice minime, realizînd în felul acesta o bună liere a granulelor de agregat şi o bună plasticitate a betonului.

În cazul BCP, materialul fluidifiant şi defloculant (dispersant), care este o substanţă tensioactivă, acţionează prin coborîrea tensiunii interfaciale dintre apă şi particulele cele mai fine din beton (cimentul şi materialul pulverulent), uşurînd deflocularea prin dispersia acestora.

Fluidifiantul, dispersîndu-se în particule foarte fine, reduce forţele de atracţie dintre granule, înconjurîndu-le cu un strat încărcat electric, care împiedică aglomerarea particulelor din gel. În plus, dacă are în structura chimică gruparea HCOH (după alţi autori OH), fluidifiantul are şi rolul de încetinire a prizei cimentului. Astfel, prin utilizarea fluidifiantului (împreună cu materialul pulverulent) se explică de ce, în BCP, cantităţi foarte mici de ciment dau betonului coeziune şi proprietăţi mecanice foarte bune, particulele de gel repartizîndu-se perfect în toate punctele agregatului. Fluidifiantul utilizat cel mai frecvent şi ale cărui efecte vor fi studiate în continuare este tripolifosfatul de sodiu (TPFS) care acţionează în acelaşi timp şi ca întîrzietor de priză.

Cimentul. Cimenturile superaluminoase produse în România în mod curent sînt Alicem 1 şi Alicem 2, ale căror caracteristici sînt prezentate în tabelul 2.

Cimentul Alicem 1, avînd refractaritatea 150 IP, se foloseşte pentru betoanele utilizate la temperaturi reduse (max. 1 350—1 400°C), în compoziţie avînd practic numai monoaluminat de calciu (CA).

Cimentul Alicem 2, avînd refractaritatea 167 IP, se foloseşte pentru betoanele utilizate la temperaturi înalte, în compoziţie avînd monoaluminat de calciu şi dialuminat de calciu ($CA—CA_2$).

Deoarece produsele de hidratare ale cimentului Alicem 1 se regăsesc, în proporţie mai mică, şi la hidratarea cimentului Alicem 2, cinetica proceselor de hidratare — încălzire — — ardere — se va studia pentru acesta din urmă.

Cimenturile superaluminoase de Ca nu sînt singurele care se pot utiliza în BCP (sau BCFP), pe lîngă acestea putîndu-se utiliza şi cimentul spinelic de Ca şi Mg sau cimenturile aluminoase speciale : de bariu, de stronţiu, acestea însă făcînd parte dintr-un studiu separat.

Agregatul. Ca şi betoanele clasice, calitatea agregatului va fi aleasă în funcţie de temperatura de utilizare a betonului şi de mediul în

Tabelul 2

Compoziţia chimică a cimenturilor Alicem 1 şi Alicem 2

Cimentul	Compoziţia, %					
	Al_2O_3	CaO	Fe_2O_3	SiO_2	$CaOAl_2O_3(CA)$	$CaO_2Al_2O_3(CA_2)$
Alicem 1	64—65	33,7—34,2	0,2—0,3	0,2—0,5	71,4	—
Alicem 2	74—75	24—25	0,2—0,3	0,2—0,5	31,9	60,0

care lucrează căptușala. Agregatele pot fi: șamotă, corindon, alumină tabulară, andaluzit, bauxită, cromit, magnezită, carbură de siliciu etc.

Indiferent de calitate, agregatele din BCP trebuie să îndeplinească următoarele condiții: să aibă o absorbție mică; să fie bine arse, astfel încît variațiile de volum să fie bine determinate și reduse la minimum; granulația maximă să nu depășească 5 mm, iar 25% din agregat să treacă prin sita cu ochiuri de 0,5 mm; granulația să fie de tip continuu.

Materialul pulverulent. Considerentele de la care s-a pornit în utilizarea pudrelor superfine în BCP au fost: înlocuirea unei părți din ciment, eliminarea apei în exces (interstițiale), ușurarea proceselor de sinterizare și priză ceramică prin alegerea unor materiale adecvate.

După cum s-a arătat anterior, fluidifiantul utilizat în BCP micșorează drastic necesarul de ciment, ușurînd realizarea unei acoperiri uniforme a granulelor agregatului cu gelul de ciment hidratat.

Însă granulația fină a agregatului este insuficientă pentru a umple spațiile intergranulare complet (spații care în betoanele clasice sînt umplute cu cimentul în plus), astfel încît acestea ar rămîne sau poroase sau umplute de apă interstițială dînd rezistențe mecanice scăzute și explozii la prima încălzire. Pudrele superfine, avînd o mărime maximă a granulei sub 1 μm, acționează, deci, atît cu punți de liere în spațiile intergranulare (înlocuind o parte din ciment), cît și ca vector de transport al fluidifiantului și gelului în toată masa betonului, micșorînd în acest fel și timpul de omogenizare în betonieră.

În betoanele clasice, avînd granulație continuă, densitatea obținută este limitată de spațiile intergranulare, umplute cu exces de apă sau poroase. În BCP densitatea este mărită prin utilizarea pudrelor superfine care vor umple aceste spații și care vor micșora radical necesarul de apă de lucru.

Spațiile dintre fracțiunile succesive de mărime a granulelor (în granulație continuă mergînd pînă la fin) sînt umplute cu pudre din ce în ce mai fine, ajungînd pînă la 0,01 μm. Microporii rămași sînt umpluți cu un gel de ciment hidratat.

Pudrele superfine utilizate trebuie să fie particule elementare fără porozitate internă și inerte la apă. Prin eliminarea apei interstițiale se micșorează foarte mult (dar nu se elimină) probabilitatea exploziilor la prima încălzire.

Aceste explozii apar la o viteză mare de încălzire datorită presiunii ridicate a vaporilor de apă care se formează în interiorul betonului și care nu pot ieși datorită porozității foarte reduse în BCP.

La prima încălzire betoanele cu ciment puțin sînt foarte sensibile din această cauză, chiar dacă apa în exces este eliminată (rămîne suficientă apă de hidratare care poate provoca explozii).

O metodă de contracarare este o diagramă de ardere mărită, avînd viteze mici de încălzire și paliere la temperaturile critice de deshidratare puternică a diverșilor hidroaluminați de Ca. Pe de altă parte, diagramele de ardere scurte cu viteze mari de încălzire sînt avantajoase la punerea în funcțiune a utilajelor (economie de energie, timp, productivitate etc.), astfel că, cupă cum se va arăta ulterior, există metode de eliminare a pericolului exploziilor și de micșorare a diagramei de ardere prin adăugarea în compoziția BCP a unor aditivi.

Calitatea pudrelor superfine pe lîngă cele menționate anterior (particule elementare fără porozitate, inerte la apă) va fi aleasă și în funcție de temperatura de utilizare a betonului. Cu toate permutările de tipuri de agregate, s-a ajuns la concluzia că BCP au limitele lor, în special datorită conținutului de CaO care, chiar dacă scade pînă la 1,2%, este totuși prea mare pentru a avea o bună temperatură de înmuiere sub sarcină. Aceasta se întîmplă în special la BCP, care utilizează pudre superfine de SiO_2 și la care, în condiții de încălzire la 1350—1400°C, apare o reacție între aluminații de Ca (separați în urma deshidratării) și pudra de SiO_2, formîndu-se o fază vîscoasă de anortit ($CaOAl_2O_32SiO_2$); are loc și o cădere rapidă a rezistenței la încovoiere la cald, care ajunge pînă aproape de zero pentru agregate silico-aluminoase (fig. 1).

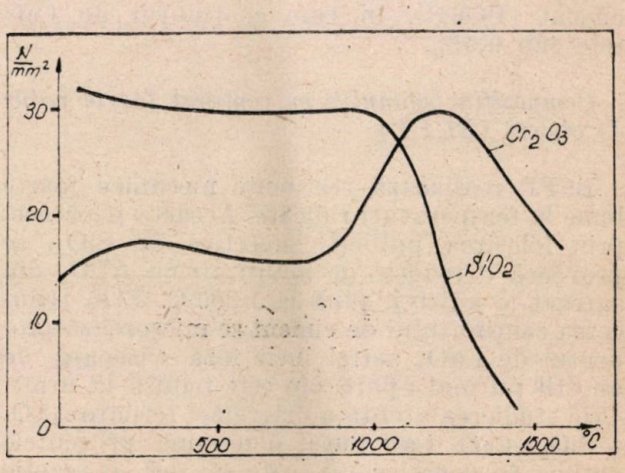


Fig. 1. Rezistența la încovoiere la cald a unui BCP cu pudre superfine de SiO_2 sau Cr_2O_3, avînd agregate de corindon

Această cădere apare indiferent de agregatul folosit, influențînd astfel temperatura de înmuiere sub sarcină (fig. 2). Pentru utilizarea BCP la temperaturi înalte se impun două soluții: o soluție este scăderea drastică a procentului de SiO_2 prin înlocuirea pudrelor superfine de SiO_2 cu cele de Al_2O_3 și în special

cu cele de Cr_2O_3, care realizează și o priză ceramică bună la temperaturi înalte.

Această soluție prezintă mai multe dezavantaje : utilizarea pudrelor de Al_2O_3 este scumpă și nu elimină complet formarea de anortit ;

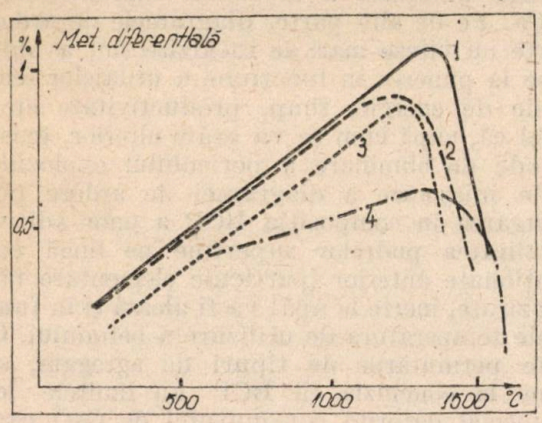


Fig. 2. Temperatura de înmuiere sub sarcină a unui BCP ars, avînd diverse agregate : *1* — corindon ; *2* — alumină tabulară ; *3* — bauxită ; *4* — andaluzit

utilizarea pudrelor de Cr_2O_3 chiar dacă dă rezultate excelente este restrictivă datorită costului foarte ridicat și toxicității mari a compusului care, fiind foarte fin, se degajă cu ușurință, putînd provoca accidente de muncă grave.

Cea mai bună soluție s-a dovedit a fi micșorarea procentului de CaO prin reducerea conținutului de ciment. Această soluție a dus la realizarea betoanelor cu dozaj foarte redus de ciment (BCFP), în care conținutul de CaO este sub 0,5%.

Compoziția betonului cu conținut foarte redus de ciment (BCFP)

BCFP realizează rezistențe mecanice foarte bune la temperaturi ridicate. Aceasta deoarece, prin folosirea pulberii superfine de SiO_2, se provoacă o reacție de mulitizare cu Al_2O_3 din agregat și aditivi, pînă la 1 300°C. Prin reducerea conținutului de ciment se micșorează procentul de CaO, astfel încît faza vîscoasă de anortit nu mai apare sau este redusă la urme. Prin studierea atentă a diagramei ternare Al_2O_3 —SiO_2—CaO s-au putut determina procentele optime de constituenți care să dea o reacție puternică de mulitizare la temperaturi mari în care, în același timp, să confere betonului o bună priză la rece.

Astfel, în compoziția BCFP, procentul optim de ciment este de pînă la 2%.

Toți constituenții și funcțiile lor au fost prezentați anterior, în BCFP ei avînd aceeași destinație.

Deosebirea constă doar în procentele utilizate și în faptul că pudrele superfine sînt cuplate în perechi calitative, astfel încît să se obțină maximum de rezistență la cald (SiO_2+ +Al_2O_3).

Cinetica proceselor fizico-chimice la hidratarea — încălzirea — arderea betoanelor cu conținut redus (BCP) și foarte redus (BCFP) de ciment

În comparație cu betoanele obișnuite, BCP și BCFP prezintă diferențe din punct de vedere al produșilor de hidratare ai cimentului, determinate de prezența aditivului fluidifiant.

Diferențele nu sînt atît calitative cît cantitative, deoarece la hidratarea aceluiași tip de ciment CA—CA_2 (Alicem 2) rezultă aceiași produși de hidratare, însă ponderea unora este mai mare. Între BCP și BCFP diferențele din punct de vedere fizico-chimic apar numai la arderea la temperaturi mari.

Abrevierile care vor interveni în continuare sînt următoarele: monoaluminat de Ca—$CaOAl_2O_3$→ →CA ; dialuminat de Ca—$CaO2Al_2O_3$ → Ca_2 ; heptaaluminat dodecalcic — $12CaO7Al_2O_3$ → → $C_{12}A_7$; hidroaluminat monocalcic — — $CaOAl_2O_310H_2O$ → CAH_{10} ; hidroaluminat dicalcic — $2CaOAl_2O_38H_2O$ → C_2AH_8 ; hidroaluminat tricalcic — $3CaOAl_2O_36H_2O$ → → $C_3AH_62CaOAl_2O_34H_2O$ → C_2AH_4 ; $Al(OH)_3$ → →AH_3.

Hidratarea. Produșii de hidratare

La hidratarea betoanelor obișnuite, cimentul de tip Alicem 2 (CA—CA_2) interacționează cu apa, dînd o serie de hidroaluminați de Ca și o fază gelică. Monoaluminatul de calciu (CA) deține rolul preponderent în cinetica reacțiilor de hidratare, deoarece hidratarea CA_2 este un proces mai lent, care se desfășoară în timp. La hidratarea CA se formează CAH_{10} hexagonal care, la temperaturi în jur de 20°C, se transformă în C_2AH_8 tot hexagonal și gel de AH_3. Toți hidroaluminații de calciu hexagonali sînt instabili, astfel încît o dată cu creșterea temperaturii se transformmă în C_3AH_6 cubic și stabil, cu eliberarea de AH_3.

Această reacție provoacă o scădere a rezistenței datorită variației de volum și creșterii porozității.

Creșterea temperaturii apare fără aport exterior de căldură datorită reacțiilor exoterme care se desfășoară la hidratarea cimentului, ajungînd uneori (în centrul secțiunilor mari) pînă la 70°C, ceea ce poate duce la pierderi considerabile de apă de hidratare, rezultînd fisuri și o structură de beton friabil. Dialuminatul de Ca(Ca_2) dă în timp tot C_3AH_6 și AH_3.

În cazul BCP și BCFP, datorită prezenței aditivului TPFS, proporția produșilor de hidratare tip gel este mult mai mare decît la betoanele obișnuite.

Datorită procentului mic de ciment și cantității mari de fază gelică (constituită în spe-

cial din AH_3), la hidratarea cimentului în BCP și BCFP variația de volum dată de transformarea $CAH_{10}-C_3AH_6$ este foarte mică, iar creșterea porozității este nesemnificativă. Proporția mare de fază gelică stă deci la baza rezistenței mecanice foarte bune obținute de BCP și BCFP în domeniul temperaturilor critice.

Apa de hidratare are o importanță deosebită influențînd structura cimentului aluminos întărit și rezistența ulterioară a betonului.

În betoanele dense, obișnuite, procentul de apă de lucru variază în practică între 7 și 14%, ceea ce dă un raport A/L (apă/liant) între 0,6 și 0,75, care este suficient pentru a hidrata (intenționat) numai o parte din CA la CAH_{10}. Aceasta deoarece pe măsură ce CAH_{10} se transformă în CAH_2 se eliberează apa care interacționează cu noi cantități de CA pînă la hidratarea completă a acestuia. Această plajă de valori a raportului A/L a fost aleasă pentru a nu apărea apă liberă în beton, în urma transformărilor menționate, ceea ce ar duce la creșterea porozității și la scăderea accentuată a rezistenței betonului, dar și pentru a avea o bună lucrabilitate la utilizarea betonului.

Această situație nu se întîlnește însă la BCP și BCFP, cu toate că raportul A/L în valoare absolută ajunge la 0,75+1,2 și respectiv la 2,75—3,33, datorită TPFS și pulberilor superfine.

După cum s-a arătat anterior, hidratarea este deosebit de pronunțată, faza gelică fiind preponderentă, astfel încît nu apare o creștere a porozității, însă din transformarea $CAH_{10}-C_3AH_6$ apare oarecare cantitate de apă liberă care poate ridica probleme la uscare (explozii).

Raportul A/L mare este strict necesar pentru a obține structura dorită și o bună lucrabilitate a betoanelor, care totuși sînt mai vîrtoase decît betoanele obișnuite, deci cantitatea de apă nu poate fi în nici un caz micșorată. Aceasta însă nu poate fi mărită pentru a spori lucrabilitatea betonului, deoarece la amestecarea apei cu BCP și BCFP se produce, într-un înalt grad, fenomenul de tixotropie care se traduce prin diminuarea pronunțată a viscozității amestecului la vibrare sau simplă batere, umplînd imediat toate spațiile libere. Acest fenomen împiedică greșelile de utilizare deoarece, la un mic exces de apă, betonul devine deosebit de fluid.

Întărirea. Formarea structurii de rezistență

Timpul de priză pentru constituenții puri ai cimentului Alicem 2 este următorul: CA_2 — — începutul 4 h; sfîrșitul 9 h; CA — începutul 2 h 1/2; sfîrșitul 3 h.

Timpul de priză a amestecului $CA-CA_2$ este între 3 și 9 h, fiind influențat de foarte mulți factori cum ar fi: textura cimentului, finețea de măcinare, apa de amestec și aditivi.

Aditivul TPFS are, pe lîngă rolul de fluidifiant — defloculant, și un rol de încetinitor de priză, prelungind timpul de lucru al betoanelor BCP și BCFP.

Imediat după amestecarea cu apă, în spațiul dintre granule începe formarea cristalelor formațiunilor hidratate, care apar sub forma unor rozete sau filamente care, în timp, se răspîndesc în toată masa betonului.

După cinci-șase ore de la hidratare apar și cristalele hexagonale ale hidraluminaților de calciu, care se multiplică în întregul sistem.

Spre deosebire de betoanele obișnuite, unde cristalele hexagonale formează concrețiuni cristaline, în BCP și BCFP, datorită finului din agregat și utilizării pulberilor superfine, spațiile integranulare sînt foarte mici, cristalele hexagonale rămîn singulare, avînd forma unor plăci care sînt înconjurate de faza gelică.

Preponderența fazei gelice are o influență pozitivă, aceasta precipitînd în spațiile intergranulare deosebit de fine formate de pulberi, în jurul și pe suprafața cristalelor hexagonale, precum și în jurul granulelor de agregat, legînd întregul schelet într-o structură densă cu o porozitate foarte mică.

Faza gelică constă în principal din hidroxid de aluminiu (AH_3), care are o mare influență asupra structurii și rezistenței betonului, deoarece cristalizează în timp cu formare de gibbsit. Faza gelică mai cuprinde și CAH_{10} și C_2AH_8 dar în cantități reduse.

Temperatura de păstrare influențează structura de rezistență a BCP și BCFP datorită transformărilor de fază care au loc în liantul în curs de întărire, în special prin modificarea cristalelor hexagonale în cristale cubice ($CAH_{10}-C_3AH_6$). Totuși, scheletul rigid și inert al agregatelor și pulberilor superfine, umplut de faza gelică, menține la minimum modificările de volum și creșterea porozității.

Arderea. Compușii de ardere

La încălzirea BCP și BCFP cristalinitatea hidraților crește pînă în jur de 275°C, prin transformarea cristalelor hexagonale de CAH_{10} în C_3AH_6 cubic. Peste 275°C, C_3AH_6 începe să piardă apa, ajungînd ca între 530 și 550°C să fie complet deshidratat și descompus în CaO liber și $C_{12}H_7$, care se recombină apoi în jur de 1 050°C dînd $CAOAl_2O_3$. Faza gelică care constă în principal din AH_3 dar conține și CAH_{10} și C_2AH_8 începe deshidratarea încă de la 50°C formînd, o dată cu creșterea temperaturii, în majoritate gibbsit dar și o parte bohemit.

Conținutul de CAH_{10} din faza gelică urmează transformarea sa obișnuită în C_3AH_6, iar C_2AH se transformă în C_2AH_4 care, în jur de 600 °C

este complet deshidratat. În jurul temperaturii de 500°C apare recombinarea CaO liber, a gibbsitului și bohemitului.

La temperatura de 600°C începe și policondensarea TPFS care, chiar dacă este folosit în cantități mici, dă o creștere a rezistenței mecanice prin formarea de fosfați care prin cristalizare — policondensare leagă sistemul într-un ansamblu monolit. Astfel, în jurul temperaturii de 1 000°C se găsesc atît fosfați dubli de Ca și Na, $Na_3Ca_6(PO_4)_5$, cît și fosfați de Al.

Peste 1 100°C din alumină și sărurile de sodiu se formează $Na_{2-x}Ca_{3-x}Al_2O_3$ și $Na_2OllAl_2O_3$, compuși care favorizează o priză ceramică bună. Toți fosfații de Al formați între 1 000 și 1 500°C au un caracter vitros (amorf).

La temperautra de 1 000°C se constată că toți hidrocompușii C_3AH_2, AH_3 și A10(OH) sînt complet deshidratați, CA și CA_2 fiind formați însă fără a dezvolta priza ceramică.

Peste temperatura de 1 200°C, indiferent de pulberile utilizate, începe sinterizarea produselor deshidratate și reacția lor cu agregatul, ducînd apoi la priza ceramică de temperatură înaltă. O dată cu creșterea temperaturii peste 1 350°C în betonul cu ciment puțin și care utilizează pudre superfine de SiO_2, datorită conținutului mare de CaO, se formează o fază vîscoasă de anortit ($CaOAl_2O_32SiO_2$) care duce la căderea bruscă a rezistenței la încovoiere la cald. În cazul în care pentru evitarea acestei faze și utilizarea BCP la temperaturi peste 1 400°C se alege soluția de înlocuire a SiO_2 cu pudră superfină de Cr_2O_3 la 1 000°C se formează cromați silico-aluminoși, iar în continuare la temperatură mare Cr_2O_3 realizează o bună priză ceramică.

În cazul BCFP, procentul de CaO este foarte mic (sub 0,5%), iar utilizarea pulberilor superfine de SiO_2 este posibilă și chiar obligatorie, deoarece în jurul temperaturii de 1 300°C apare o reacție puternică de mulitizare între acestea și Al_2O_3 prezent atît sub formă de pudră superfină, cît și de $\alpha-Al_2O_3$, rezultat în urma reacțiilor de deshidratare sau ca fin din agregat.

Această reacție este cu atît mai puternică cu cît conținutul de CaO este mai mic. Astfel, BCFP realizează la sinterizare (priză ceramică) o structură asemănătoare cu cea a produselor fasonate arse.

Proprietățile fizico-chimice ale betoanelor cu conținut redus și foarte redus de ciment

Betoanele clasice sînt în general caracterizate prin conținutul de Al_2O_3, ceea ce reflectă atît refractaritatea lor, cît și alte proprietăți fizice. În cazul BCP și BCFP, conținutul de Al_2O_3 nu mai este suficient pentru caracterizarea acestora, ceilalți oxizi (cu procente mici de participație) avînd o influență foarte mare asupra caracteristicilor fizico-chimice.

În tabelul 3 sînt prezentați principalii oxizi din BCP și BCFP comparativ cu un beton clasic, avînd însă același conținut de Al_2O_3, agregatul fiind alumină tabulară.

Tabelul 3

Principalii oxizi din betonul clasic, BCP și BCFP, cu agregate de alumină tabulară

Prncipalii oxizi	Betonul clasic	BCP	BCFP
Al_2O_3	90,0	90,0	88,0
SiO_2	2,8	4,0	7,5
CaO	5,0	1,1	0,3
Fe_2O_3	1,0	0,15	0,1

Conținutul crescut de SiO_2 al BCP și BCFP provine în acest caz din pudrele superfine, dar în cazul utilizării altor agregate (de ex. șamotă, bauxită etc.) acesta poate fi mai mare în detrimentul procentului de Al_2O_3.

Prin dozarea pulberilor superfine se poate obține procentul optim de SiO_2, care este important deoarece rezistența la încovoiere la cald și temperatura de înmuiere sub sarcină a BCP depind de procentul de anortit format cu aluminați de Ca la 1 350°C (fig. 2), iar cea a BCFP depinde de conținutul de mulit format cu Al_2O_3 la 1300°C (fig. 5).

Procentele de CaO și Fe_2O_3 care provin din ciment, respectiv ciment și impuritățile agregatului, influențează rezistența la coroziune chimică a betoanelor. Datorită procentelor mici de CaO și Fe_2O_3, BCP și BCFP au, comparativ cu betoanele clasice, o rezistență la coroziune chimică mult superioară, de multe ori fiind chiar mai bună decît cea a produselor fasonate arse.

Datorită compoziției lor și reacțiilor care se desfășoară la încălzire — ardere, BCP și BCFP posedă, comparativ cu betoanele clasice, proprietăți fizice deosebit de bune care sînt prezentate în continuare sub formă grafică.

Rezistența mecanică

Toate betoanele clasice prezintă în zona temperaturilor critice (300—1 200°C) o cădere de rezistență mecanică care poate merge pînă la 75% din rezistența inițială. Această cădere este provocată de deshidratarea hidroaluminaților de Ca și de transformările succesive pe care aceștia le suferă pînă la începerea sinterizării.

În cazul BCP și BCFP, în locul căderii de rezistență, apare o creștere continuă a acesteia deoarece, așa cum s-a arătat anterior, prin prezența TPFS se asigură preponderența fazei gelice în scheletul compact format din agregat și pulberile superfine și care; o dată cu creșterea temperaturii, cristalizează, formînd gibbsit și bohemit.

Din această cauză, deshidratarea hidraților cristalini nu poate provoca, în zona temperaturilor joase, pînă la 500—600°C, căderea rezistenței. În jurul temperaturii de 600°C, policondensarea fosfaților proveniți din reacția compușilor cu TPFS asigură contracararea căderii rezistenței date de transformările de fază și menținerea valorilor acesteia pe o curbă crescătoare pînă în momentul apariției CA și CA2, care provoacă o nouă creștere.

Cu toate că la temperatura de 1 000°C toți hidrocompușii sînt complet deshidratați, iar CA și CA2 sînt formați, creșterea rezistenței este menținută de cristalizarea fosfaților dubli de Ca și Na și a sărurilor de Na pînă la începerea sinterizării, cînd creșterea rezistenței este accentuată.

În figura 3 este prezentată variația rezistenței la compresiune la rece după ardere la diverse temperaturi atît a unui beton clasic corindonic, cît și a BCP și BCFP cu diverse agregate.

Pentru BCP s-au dat și valorile peste 1 350°C, cînd pudrele superfine de SiO_2 sînt înlocuite cu cele de Cr_2O_3.

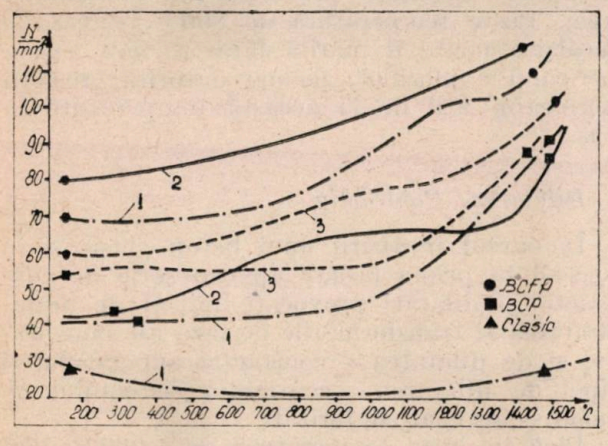


Fig. 3. Rezistența la compresiune la rece a betonului clasic BCP și BCFP avînd agregate din : *1* — corindon ; *2* — alumină tabulară ; *3* — andaluzit

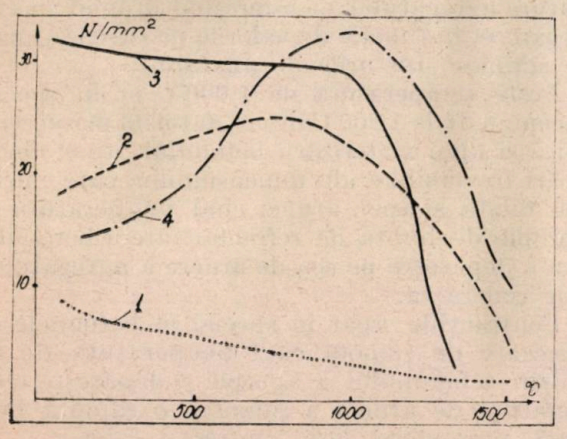


Fig. 4. Rezistența la încovoiere la cald : *1* — beton clasic ; *2* — cărămidă ; *3* — BCP ; *4* — BCFP — agregate corindonice

Se poate constata că valorile rezistenței la compresiune a BCP pînă la 1 300°C sînt similare cu cele ale produselor fasonate arse cu conținut egal de Al_2O_3.

Peste temperatura de 1 300°C, datorită lierii ceramice foarte bune date de Cr_2O_3, rezistența la compresiune a BCP depășește cu mult rezistența la compresiune a produselor fasonate arse și este incomparabil mai bună decît cea a betonului clasic.

Curbele trasate pentru BCFP arată că, indiferent de agregatul utilizat, rezistența la compresiune a acestuia este mult superioară betoanelor cu ciment puțin, deci și produselor fasonate arse și betonului clasic.

Rezistența la încovoiere la cald este, de asemenea, îmbunătățită comparativ cu produsele fasonate arse și cu betonul clasic (fig. 4), valorile BCFP fiind însă mult mai bune decît cele ale BCP.

Așa cum s-a arătat în figura 1, BCP care utilizează pudrele superfine de SiO_2, datorită apariției anortitului, are rezistență la încovoiere la cald bună doar pînă în jurul temperaturii de 1 300°C, ceea ce limitează utilizarea sa pînă la această temperatură.

Pentru betoanele utilizate la temperaturi înalte, sau se înlocuiește pudra de SiO_2 cu cea de Cr_2O_3 sau se utilizează BCFP.

În cazul BCFP, o mare influență asupra rezistenței la încovoiere la cald o are atît creșterea procentului de mulit format (fig. 5), cît și scăderea procentului de CaO existent în beton (fig. 6).

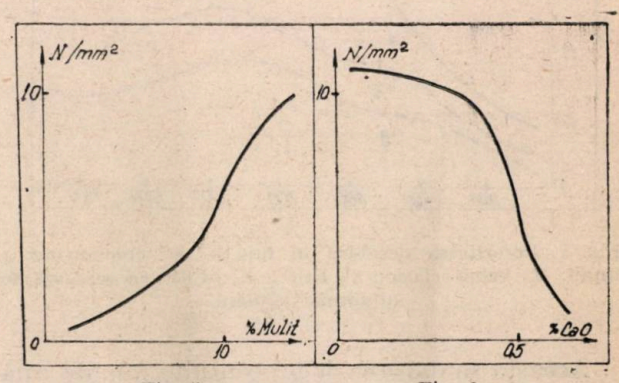


Fig. 5. Fig. 6.

Fig. 5. Influența proporției de mulit asupra rezistenței la încovoiere la cald la 1 500°C a unui BCFP ars

Fig. 6. Influența proporției de CaO asupra rezistenței la încovoiere la cald la 1 500°C a unui BCFP ars

Datorită valorilor mari ale rezistențelor mecanice, cît și datorită lipsei tensiunilor interne și a unei bune distribuții a porilor, BCP și BCFP au o rezistență la șocuri termice mult mai bună decît betoanele clasice și produsele fasonate arse, în cazul BCP și BCFP cu agregatele de corindon și alumină tabulară ajungînd la peste 50 cicluri încălzire-răcire.

Porozitatea. Permeabilitatea

Betoanele refractare clasice, datorită dozajului ridicat de ciment, au în crud o porozitate aparentă mică, în jur de 9—10%. Cu cît dozajul de ciment este mai ridicat cu atît porozitatea aparentă în crud scade. Această porozitate crește în timpul încălzirii datorită eliminării apei de hidratare și transformărilor de fază ale hidroaluminatului de Ca, atingînd un maximum de 30—35% și scăzînd apoi pînă la 23—26%, pe măsură ce intervin priza ceramică și sinterizarea.

Atît BCP cît și BCFP, cu toate că procentul de ciment este redus sau foarte redus, au o porozitate în crud foarte mică, în jur de 6—9%. Aceasta se datorează umplerii spațiilor intergranulare cu fracțiuni din ce în ce mai fine de pulberi, microporii rămași fiind umpluți de faza gelică. Trebuie menționat faptul că densitatea aparentă a BCP și BCFP, din această cauză, este mărită, ajungînd pînă la 3—3,2 g/cm³ (în funcție de natura agregatelor și temperatură). La creșterea temperaturii, BCP și BCFP, spre deosebire de betoanele clasice, au o creștere redusă a porozității, ajungînd pînă la maximum 14—18% (fig. 7).

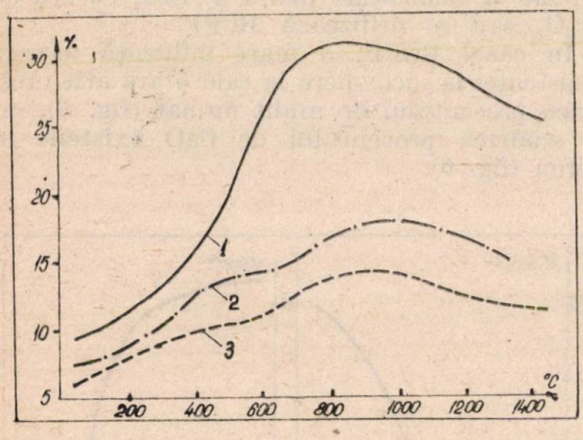


Fig. 7. Porozitatea deschisă în funcție de temperatură a unui: *1*—beton clasic; *2*—BCP; *3*—BCFP, cu agregate de alumină tabulară

Aceasta se datorează procentului mic de apă de hidratare din BCP și BCFP, comparativ cu betonul clasic, și preponderenței fazei gelice care, la creșterea temperaturii, mărește foarte puțin porozitatea prin transformările suferite. Fosfații vitroși care apar la temperaturi joase contribuie, de asemenea, la menținerea porozității scăzute.

În concluzie, BCP și în special BCFP (care are porozități de 11—14%) au porozitatea aparentă mult mai bună decît betoanele clasice și produsele fasonate arse simliare.

Permeabilitatea betoanelor depinde în special de dimensiunea porilor și mai puțin de conținutul total de pori.

În betoanele clasice, chiar dacă după încălzire porozitatea este mare, pînă la temperatura de 800°C, permeabilitatea este foarte scăzută. Peste această temperatură permeabilitatea crește atît datorită creșterii cristalelor, ceea ce duce la micșorarea suprafeței specifice interne, cît și datorită modificărilor structurale ale produșilor deshidratați ai cimentului. Peste temperatura de 1 000°C, permeabilitatea betonului clasic atinge valorile celorlalte materiale refractare.

Același fenomen se produce și în BCP și BCFP, însă cu valori mult mai mici, datorate porozității aparente reduse a acestora, în zona temperaturilor joase.

Peste temperatura de 800°C, permeabilitatea BCP și BCFP crește apreciabil, ajungînd în jur de 1 200—1 300°C, aproape de valorile unui beton clasic.

Valorile scăzute ale permeabilității la gaze a BCP și BCFP pînă în jurul temperaturii de 800°C obligă, în cazul în care nu se iau măsuri speciale (aditivi), la o alegere atentă a vitezei de încălzire a acestora la prima ardere, pentru evitarea exploziilor provocate de evaporarea apei. Peste temperatura de 800°C, viteza de încălzire poate fi mărită fără a mai exista pericolul exploziilor, tocmai datorită creșterii permeabilității de la această temperatură în sus.

Dilatarea. Contracția

În cursul încălzirii unui beton clasic și în special la prima ardere apar o serie de contracții și dilatări provocate inițial de deshidratarea și transformările de fază ale cimentului și de dilatarea — contracția agregatului și apoi de dilatarea — contracția sistemului ciment — agregat sinterizat.

Pînă în jurul temperaturii de 1 000°C dilatarea betonului este reversibilă, betonul nerealizînd încă priza ceramică.

Această dilatare va depinde în special de natura agregatului, ea interesînd în mod special deoarece, în funcție de valorile pe care le atinge, se stabilesc rosturile de dilatare.

Peste temperatura de 1 000°C și în special începînd de la 1 200°C în sus, datorită prizei ceramice și apoi sinterizării betonului, apar modificări ireversibile ale dimensiunilor care inițial vor dilata și apoi, atunci cînd temperatura se apropie de limita de refractaritate a betonului sau o depășește pe cea de ardere a agregatului, vor contracta.

Contracțiile apar în special la betoanele cu agregate de șamotă cînd temperatura de încălzire a betonului se apropie și depășește temperatura de ardere a șamotei, o șamotă bine arsă, prezentînd însă contracții mici.

Spre deosebire de șamotă, agregatele corindonice sau din alumină tabulară dilată con-

tinuu, pînă aproape de limita lor de refractaritate, cînd începe contracția.

La răcire, în funcție de dilatarea sau contracția ireversibilă realizată la temperatura maximă de încălzire, betonul clasic va contracta peste sau sub dimensiunile inițiale, valorile mergînd de la +1,5% pînă la − 0,6%. La o nouă încălzire, betonul va dilata reversibil pînă la valoarea obținută la temperatura maximă a primei încălziri, orice depășire a acestei temperaturi provocînd noi dilatări sau noi contracții ireversibile, care la rîndul lor vor constitui valorile dilatării maxime la următoarea încălzire.

În BCP și BCFP procentul de ciment fiind mic, contracția pe care o provoacă betonului este compensată de dilatarea pulberilor superfine de SiO_2, realizînd, în cazul BCP, un sistem neutru, iar în cazul BCFP avînd tendința de dilatare.

Astfel, în BCP variația dimensiunilor va fi provocată numai de către dilatarea — contracția agregatului care, atunci cînd este corindon sau alumină tabulară, începe dilatarea de la 1 200°C menținînd-o liniar — crescător, iar cînd este șamotă va avea o dilatare (dilatare reversibilă), urmată de la 1 200—1 300°C de o contracție (care este totuși compensată parțial de dilatarea prealabilă a pulberilor superfine de SiO_2 la transformarea α-cuarț în tridinit în jurul temperaturii de 873°C), atingînd la temperatura maximă de utilizare a BCP (1 350°C) aproximativ — 0,3%.

Utilizarea agregatelor de corindon sau de alumină tabulară nu își găsește justificarea decît în BCP pentru temperaturi înalte (cu pulberi superfine de Cr_2O_3 sau Al_2O_3). În acest caz, BCP va suferi o dilatare aproape continuă, ajungînd pînă la un maxim de +0,8—1%.

Spre deosebire de BCP, în BCFP tendința spre dilatare apare indiferent de agregatul folosit. La utilizarea șamotei, cînd temperatura maximă de utilizare a BCFP atinge 1 600°C, mulitul format cu începere de la 1 300°C contracarează contracția acesteia, dînd în final dilatări de pînă la +0,5%.

Pentru agregatele de corindon sau alumină tabulară se ating valori ale dilatării la temperaturi de 1 600—1 700°C de +0,9 ... +1,2%. În aceste condiții, rosturile de dilatare în căptușelile din BCP și BCFP trebuie dimensionate atent, ținînd seamă de faptul că valorile prezentate anterior sînt obținute în laborator, cînd probele sînt încălzite pe toate fețele. În practică, trebuie luate în considerare valori de 70—90% din valoarea teoretică a dilatării.

Practicarea rosturilor reci (de contracție) în căptușeală este obligatorie, indiferent de tipul betonului sau agregatului utilizat.

Pentru BCP cu agregate de șamotă, aceste rosturi sînt suficiente la volume de zidărie mici, însă la volume mari este necesară prevederea rosturilor de dilatare, avînd grosimea în funcție de coeficientul mediu de dilatare reversibilă care variază între 4×10^{-6}/°C și 6×10^{-6}/°C deoarece, chiar dacă în final BCP contractă sub dimensiunile inițiale, contracția s-a produs după ce betonul a dilatat.

În mod asemănător se calculează rosturile de dilatare și la BCFP cu agregate de șamotă deoarece coeficientul mediu de dilatare reversibilă poate depăși valoarea maximă a dilatării finale.

Astfel, numai prin compararea valorilor coeficientului mediu de dilatare reversibilă cu valorile variației maxime dimesniunilor la prima ardere se pot stabili corect rosturile de dilatare.

Refractaritatea

Prin utilizarea cimenturilor superaluminoase tip ALICEM 2 (IP167) betoanele refractare dense clasice vor prezenta o variație a refractarității datorată numai tipului de agregat folosit și proporției acestuia în amestec.

Atît BCP cît și BCFP, datorită procentului redus sau foarte redus de ciment și proporției mari de agregat + pulberi superfine în amestecul de beton, au refractaritatea mai mare decît cea a betoanelor clasice care utilizează același tip de agregate. Trebuie menționat faptul că BCP este refractar numai în cazul înlocuirii pulberilor superfine de SiO_2 cu cele de Cr_2O_3 sau Al_2O_3.

Din considerente economice, se indică ca BCP să fie utilizat la temperaturi sub 1 350°C; peste această temperatură BCFP fiind soluția cea mai bună.

Totuși, pentru a se putea face o bună comparație cu betoanele clasice, în tabelul 4 sînt prezentate, pe lîngă valorile refractarității BCFP cu diferite agregate, și valorile pentru BCP cu aceleași agregate, însă utilizînd alte pulberi superfine decît cele de SiO_2.

O imagine mai clară asupra avantajelor utilizării BCP și BCFP o dă temperatura maximă de utilizare (tab. 4) care, la aceste betoane, este mai ridicată cu 50—300°C față de cea a betonului clasic, avînd același tip de agregat și, ce este mai important, același procent de Al_2O_3.

Aceasta se datorează procentului scăzut de ciment care mărește temperatura de deformare sub sarcină (implicit temperatura maximă de utilizare) prin micșorarea conținutului de CaO și Fe_2O_3 care, la temperaturi ridicate, dau eutectici ternari și cuaternari cu punct de topire scăzut (față de restul constituenților).

De asemenea, procentul relativ ridicat de granulație fină și superfină mărește temperatura de înmuiere sub sarcină datorită unei reactivități mai puternice și mai complete a constituenților, dînd o priză ceramică mai bună.

Tabelul 4

Valorile refractarității și ale temperaturii maxime de utilizare pentru betoanele clasice BCP și BCFP cu diferite agregate

Caracteristicile	Tipul betonului	Agregatul, %, Al_2O_3				
		șamotă 44—46	andaluzit 59—61	corindon -șamotă 69—71	corindon 91—93	alumină tabulară 98—98,5
Refractaritatea	Beton clasic	1460	1500	1670	1820	1850
	BCP	1760	1790	1870	1930	2000
	BCFP	1760	1800	1870	1950	2000
Temperatura maximă de utilizare	Beton clasic	1300	1400	1520	1750	1800
	BCP	1550	1560	1600	1800	1900
	BCFP	1600	1650	1650	1800	1900

Punerea în operă. Diagrame de ardere

Datorită conținutului de apă foarte mic (comparativ cu betoanele clasice) de 3—6%, BCP și BCFP au o viscozitate mult mai mare decît betoanele clasice, astfel încît utilizarea lor se face prin turnare-vibrare.

Prezența TPFS provoacă după cum s-a arătat anterior fenomenul de tixotropie, astfel încît nu este necesară decît o vibrare foarte ușoară care, în caz de nevoie, poate fi înlocuită la cofrajele cu forme necomplicate, printr-o simplă batere.

Vibrarea se execută (ca și la betoanele clasice) pînă la apariția laptelui de ciment la suprafața betonului.

Atît pentru eliminarea greșelilor care pot apărea la folosirea prin vibrare, cît și pentru utilizarea BCFP în locuri unde vibrarea nu se poate executa, firma Lafarge Refractoires a efectuat cercetări privind fenomenele reologice care se petrec în BCFP, precum și activitatea în cadrul acestuia a unor aditivi, cum ar fi carbonul sau/și carbura de siliciu, obținînd în final, pe baza tehnologiei BCFP, betoane care pot fi utilizate prin turnare sau torcretare.

Aceste noi tipuri de betoane se află încă în faza de testare industrială.

Obținerea prin turnare-vibrare, se va face, ca și la betoanele clasice în panouri cu suprafața de ~ 1 m^2, separate prin rosturi reci.

Cofrajele utilizate se vor impregna cu ulei sau substanțe speciale, pentru a nu absorbi apa din betoane.

Decofrarea se poate executa după 5—8 h de la punerea în operă.

În condiții de umiditate și temperatură normale, nu este necesar tratamentul prin stropire a suprafeței betoanelor, ceea ce constituie o considerabilă economie de forță de muncă. Totuși, la depășirea temperaturii de 32°C sau în condiții de climat foarte uscat și călduros, este necesară menținerea timp de 24 h a umidității superficiale.

Înainte de începerea uscării-arderii, zidăria se lasă 24 h după decofrare la temperatura ambiantă.

Spre deosebire de betoanele clasice, care necesită o diagramă de uscare-ardere foarte lungă, de ordinul 170—270 h (în funcție de grosimea căptușelii), BCP și BCFP au diagrame mult mai rapide, ceea ce constituie un mare avantaj datorită atît marii economii de energie, cît și unei rapide porniri a agregatelor, obținînd astfel creșteri importante de productivitate.

În figura 8 sînt prezentate diagramele de uscare-ardere a BCP și BCFP, grosimea căptușelii variind între 100 și 300 mm.

Palierele de la 150 la 300°C ale BCP corespund temperaturilor de deshidratare puternică a cimentului.

Tabelul 5

Caracteristicile fizico-chimice ale BCFP produs de firma Lafarge Refractoires care se folosesc prin turnare sau torcretare

Denumirea	Al_2O_3, %	Densitatea, g/cm^3		Porozitatea aparentă, %	Rezistența la compresiune la rece, N/mm^2			Rezistența la încovoiere, N/mm^2		
		după 110°C	după 1 200°C		după 110°C	după 1 200°C	după 1 500°C	după 110°C	după 1 200°C	după 1 500°C
Kercast A729 turnare	75	3,0	2,95	17	40	35	40	6	4	8
Kergun M36 GS torcretare	73,5	2,55	2,45	25	15	19	20	4	3	4

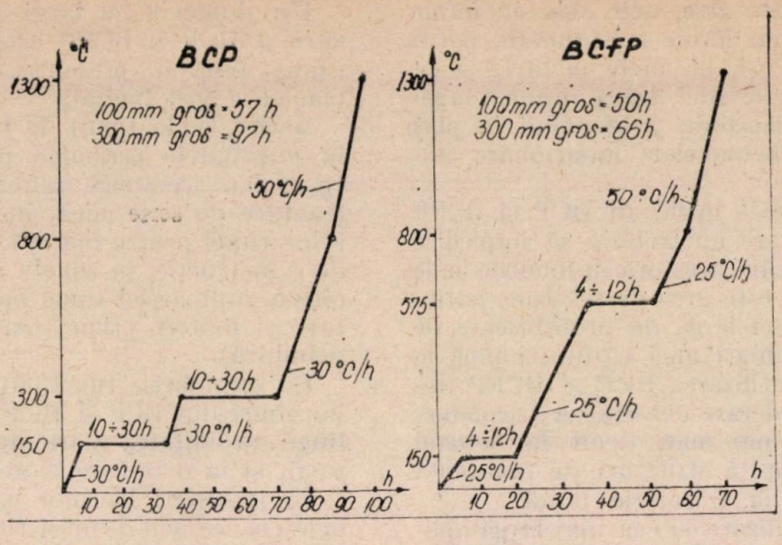


Fig. 8. Diagramele de uscare — ardere a BCP și BCFP avînd grosimi între 100 și 300 mm

Pentru BCFP datorită procentului foarte mic de ciment, palierul de la 300°C a fost eliminat, în schimb procentul crescut de SiO_2 a impus introducerea palierului de la 575°C care corespunde temperaturii de transformare a β-cuarț în α-cuarț cu dilatare mare.

Datorită permeabiltiății scăzute, viteza de încălzire atît a BCP, cît și a BCFP nu poate depăși 30°C/h fără riscul exploziilor.

Peste temperatura de 800°C, permeabilitatea crește astfel încît viteza de încălzire poate fi ridicată la 50°C/h pînă la atingerea temperaturii dorite. În diagramele din figura 8, temperatura maximă este 1 300°C, cu toate că și BCP și BCFP au temperatura maximă de utilizare mai mare, însă la această temperatură priza creamică deja a început să se formeze, dînd o stabilitate mecanică suficientă betoanelor, astfel încît utilizatorii, care nu au utilaje de preîncălzire cu posibilități de ridicare a temperaturii pînă la cea prescrisă, cînd BCP și BCFP obțin maximum de rezistență mecanică, să poată folosi aceste betoane în bune condițiuni.

Cercetările efectuate pentru eliminarea pericolului exploziilor dar și pentru scurtarea în continuare a diagramei de uscare-ardere, cu avantajele care decurg din aceasta, au dus la concluzia că modificarea permeabilității, fără însă a modifica semnificativ porozitatea, micșorează diagrama de uscare — ardere cu peste 40% și elimină complet riscul exploziilor. Pentru aceasta se realizează în masa betonului microcanale și microfisuri prin adăugarea unor aditivi organici la prepararea betonului și prin eliminarea palierului de 575°C, permițînd astfel vaporilor de apă să fie evacuați.

În figura 9 sînt prezentate diagramele de uscare-ardere ale BCP și BCFP cu aditivi organici. Pe lîngă avantajele menționate anterior, betoanele astfel adăugate vor tolera mult mai bine fluctuațiile de temperatură care pot apărea accidental în timpul preîncălzirii.

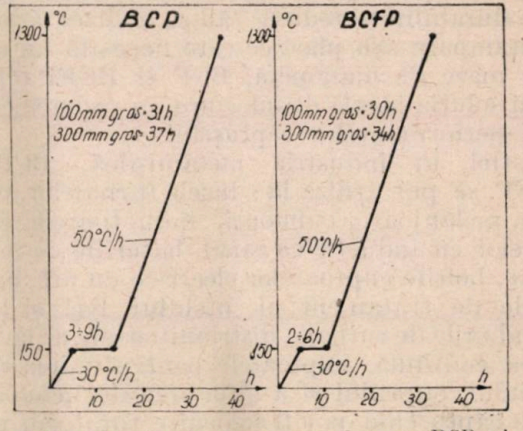


Fig. 9. Diagramele de uscare — ardere a BCP și BCFP avînd grosimi între 100 și 300 mm și aditivi organici

Aplicații

Proprietățile deosebite ale BCP și BCFP le recomandă pentru utilizarea în toate sectoarele calde, unde compoziția lor chimică este compatibilă cu procesele desfășurate în respectivele agregate.

Rezistențele mecanice mici, care caracterizează betoanele clasice la temperaturi joase, nu apar în cazul BCP și BCFP, astfel încît acestea pot fi utilizate cu succes în toate agregatele a căror temperatură de funcționare este sub cea a prizei ceramice a betoanelor.

BCFP poate fi utilizat cu excelente rezultate și la temperaturi foarte mari (pînă la 1900°C), unde pînă în prezent numai anumite produse fasonate arse puteau fi folosite în bune condiții.

Produsele fasonate arse, atît cele cu forme simple cît şi cele cu forme complicate, pot fi înlocuite de BCFP şi, în unele cazuri, şi cu BCP, care au caracteristici fizico-chimice superioare sau egale acestora, prezentînd în plus toate avantajele betoanelor menţionate anterior.

Modul de punere în operă al BCP şi BCFP prin turnare—vibrare nu trebuie să impiedice generalizarea utilizării acestora în locurile unde această tehnologie este greu de realizat, putîndu-se utiliza o gamă largă de prefabricate, de la cele de dimensiunea unei cărămizi pînă la panouri mari. La utilizarea BCP şi BCFP trebuie luate în considerare densitatea şi conductivitatea termică mai mari decît la betonul clasic, ceea ce necesită structuri de rezistenţă bine dimensionate şi o izolaţie bună.

Domeniile de utilizare cu cea mai largă aplicabilitate a BCP şi BCFP sînt industria metalurgică şi industria constructoare de maşini unde, datorită marii varietăţi a agregatelor, un imens număr de formate de cărămizi fasonate special pot fi înlocuite, obţinîndu-se mari economii de energie, manoperă, precum şi creşterea productivităţii. De asemenea, în zonele în care betoanele clasice sînt deja folosite (însă cu o durabilitate redusă) sau se utilizează mase de ştampare sau plastice care necesită un consum mare de manoperă, BCP şi BCFP reprezintă soluţia ideală de înlocuire, în vederea creşterii performanţelor căptuşelii.

Astfel, în industria metalurgică, BCP şi BCFP se pot utiliza la : duzele furnalelor, caupere, melanjoare, cubilouri, inductoarele cuptoarelor cu inducţie cu canal, bateriile de cocsificare, bolţile cuptoarelor electrice cu arc, agregatele de tratament al oţelului RH şi DH, jgheaburile de turnare, distribuitoarele de la turnarea continuă, cuptoarele pentrutopirea aluminiului, cuprului şi a altor metale neferoase, unde căptuşelile pot fi înlocuite total sau parţial dacă procesele fizico-chimice care se desfăşoară în unele dintre ele nu sînt compatibile cu compoziţia şi proprietăţile BCP şi BCFP.

În industria constructoare de maşini, cu excepţia cuptoarelor electrice unde BCP şi BCFP nu se pot turna dar se pot utiliza sub formă de prefabricate, toate celelalte tipuri de cuptoare de încălzire, în vederea deformărilor plastice, şi cuptoare de tratament termic se pretează la utilizarea BCP şi BCFP în totalitatea căptuşelilor lor.

Un interes deosebit îl prezintă înzidirea cu prefabricate mari din BCP şi BCFP a cuptoarelor de mari dimensiuni (cuptorul cu propulsie, cu grinzi (vatră) păşitoare, adînc, carusel) unde, datorită rezistenţelor mecanice foarte bune a acestor betoane, se pot obţine durabilităţi foarte mari ale căptuşelii, concomitent cu o productivitate ridicată la înzidirea lor.

Un domeniu cu largi perspective de utilizare a BCP şi BCFP este industria ceramică unde, pînă în prezent, utilizarea betoanelor clasice a fost limitată.

Astfel, noile tipuri de betoane se pot utiliza la cuptoarele periodice pentru creamică fină (porţelan, ceramică tehnică), abrazive şi refractare de serie mică, în toate zonele cuptoarelor tunel pentru faianţă, porţelan şi cărămizi de construcţie, în zonele de preîncălzire şi răcire a cuptoarelor tunel pentru cărămizi refractare şi materii prime (sintercorindon, alumină tabulară).

La cuptoarele tunel, utilizarea prefabricate lor mari din BCP şi BCFP ar putea duce, pe lîngă rapiditatea mare de execuţie sau reparaţii, şi la o tipizare a acestor cuptoare.

În industria lianţilor (ciment, var), betoanele clasice sînt de mult timp utilizate la schimbătoarele de căldură, antefocare, răcitoarele pentru grătar. Înlocuirea acestora cu BCP şi BCFP ar duce la o sporire substanţială a durabilităţii căptuşelilor, iar în instalaţiile cu regimuri severe de funcţionare ar da posibilitatea eliminării produselor fasonate arse, utilizate în prezent.

Cazanele de abur din industria energetică şi în special cele care utilizează drept combustibil praful de cărbune sînt inzidite în prezent aproape exclusiv cu betoane clasice care ridică însă mari probleme de durabilitate a căptuşelii în zonele prizelor de praf de cărbune şi a prizelor de la mori. În aceste zone cu temperaturi reduse, BCP şi BCFP sînt înlocuitori foarte buni care, datorită rezistenţelor mari la abraziune şi coroziune la aceste temperaturi, permit obţinerea unor durabilităţi mari.

Arzătoarele de praf de cărbune care utilizează betoane cromitice pot beneficia de tehnologia BCP şi BCFP înlocuind agregatele aluminoase sau superaluminoase cu cele cromitice, bineînţeles pulberile superfine utilizate fiind cele de Cr_2O_3.

Industria chimică, petrolieră şi petrochimică este un mare utilizator de betoane refractare clasice. Rezistenţa mare la coroziune chimică. precum şi rezistenţele mecanice mari la temperaturi joase (în această industrie temperaturile sînt cuprinse între 500 şi 1 300°C) ale BCP şi BCFP permit obţinerea unor durabilităţi mari în căptuşelile în care înlocuiesc betoanele clasice. De asemenea, BCP şi BCFP pot înlocui produsele fasonate arse (cupola reformerelor secundare de amoniac, cuptoarele vană pentru topirea silicatului de sodiu, cuptoarele pentru arderea şi regenerarea varului etc.), care se utilizează acolo unde betoanele clasice nu au dat rezultate.

Trebuie menţionat faptul că, pe baza tehnologiilor BCP şi BCFP, se pot obţine multe alte tipuri de betoane refractare semiuşoare cu ciment aluminos şi superaluminos, care să

utilizeze agregate de alumină globulară, şamotă uşoară etc.

Astfel, domeniile de utilizare a BCP şi BCFP se pot extinde, incluzînd, pe lîngă zidăria de faţă caldă, şi zidăria izolatoare.

Concluzii

Noile tipuri de betoane refractare dense BCP şi BCFP, datorită proprietăţilor fizico-chimice foarte bune, pot înlocui betoanele refractare dense clasice şi produsele fasonate arse, cu conţinut similar de Al_2O_3, obţinînd mari avantaje tehnice şi economice.

Proprietăţile BCP şi BCFP sînt următoarele :

— Rezistenţe mecanice foarte bune atît în domeniul temperaturilor critice 300+1 200°C, cît şi la temperaturi superioare. BCP se utilizează pînă la temperatura de 1 350°C, indiferent de tipul agregatului, cînd în compoziţie are pulberi superfine de SiO_2 ; pentru utilizarea acestuia la temperaturi superioare, pulberile superfine de SiO_2 se inlocuiesc cu cele de Cr_2O_3, Al_2O_3. BCFP nu are restricţii de utilizare, temperatura maximă la care poate fi utilizat fiind 1900°C cînd în compoziţie are alumină tabulară. Rezistenţa maximă (la compresiune la rece) a betoanelor cu ciment puţin este în jur de 800 daN/cm² la 1 350°C, iar a BCFP de 1 200 daN/cm² la 1 500°C, ceea ce arată că este superioară cărămizilor corindonice care au rezistenţa de 700 daN/cm².

— Rezistenţă la şocuri termice foarte mare, variind între 50 de cicluri pentru variantele corindonice şi alumină tabulară şi 80 de cicluri pentru cele cu şamotă, comparativ cu un beton clasic care nu depăşeşte 30 de cicluri pentru variantele corindonice şi 55—60 de cicluri pentru cele cu şamotă sau cu produsele fasonate arse care au 25—30 de cicluri pentru şamotă şi 10—12 cicluri pentru cele corindonice.

— Porozitate foarte mică cuprinsă între 11 şi 14% pentru BCFP şi între 16 şi 18% pentru BCP ,în timp ce un beton clasic atinge 24+ +26%, iar o cărămidă 18+22%. Permeabilitatea este de asemenea scăzută pînă în jur de 800°C.

— Refractaritate ridicată faţă de betoanele clasice cu acelaşi coţinnut de Al_2O_3, de aici rezultînd şi temperaturi maxime de utilizare mai ridicate ; BCFP depăşeşte chiar şi produsele fasonate arse corindonice, avînd o temperatură maximă de utilizare de 1 900°C faţă de 1 800°C a acestora.

— Rezistenţă mare la abraziune şi la coroziune chimică dată de porozitatea foarte mică, respectiv de conţinutul extrem de scăzut de impurităţi : CaO = 0,3 şi Fe_2O_3 = 0,1. Aceste procente de impurităţi (în special Fe_2O_3) sînt de neatins pentru betoanele clasice şi produsele fasonate arse.

Avantajele utilizării BCP şi BCFP sînt următoarele :

— Mare economie de energie intrinsecă (energia înglobată în produs la fabricarea acestuia) prin înlocuirea produselor fasonate arse.

Mare economie de manoperă şi o excepţională productivitate prin înlocuirea produselor fasonate arse în agregatele termice unde acestea erau singura opţiune.

— Posibilitatea utilizării betoanleor la temperaturi sub cea de utilizare prescrisă, fără pericolul fenomenului de clivaj dat la betoanele clasice de existenţa zonei de temperaturi critice ; de asemenea, posibilitatea utilizării acestora la temperaturi foarte ridicate neatinse de betoanele clasice sau de cărămizile cu acelaşi procent de Al_2O_3.

— Durabilităţi crescute ale căptuşelilor date de marile rezistenţe mecanice şi de foarte bună rezistenţă la şocuri termice, care duc la un consum foarte mic de refractare pe tona de produs finit.

— Posibilitatea utilizării acestora în zone cu corosivitate ridicată (zguri şi gaze corosive) sau cu abraziune mare (particule, praf, piese în mişcare etc.), datorită porozităţii foarte mici şi conţinutului mic de impurităţi.

— Posibilitatea eliminării operaţiei de tratare prin stropire pentru menţinerea umidităţii, în cursul întăririi betoanelor, dacă acestea sînt puse în operă în condiţii normale de temperatură şi umiditate, ducînd la creşterea productivităţii muncii.

— Economii de energie şi creşterea productivităţii agregatelor datorită diagramelor de uscare —ardere scurte.

— Mărirea productivităţii muncii la înzidirea cuptoarelor de mari dimensiuni, prin utilizarea de prefabricate mari în locul cărămizilor şi maselor de ştampare sau plastice.

— Posibilitatea realizării în condiţii semiindustriale (de producţie secundară) a unor betoane de o calitate superioară celor clasice, avînd însă agregate provenite din cărămizi concasate, recuperate din demolări, obţinînd astfel mari reduceri ale efortului financiar al diverselor întreprinderi utilizatoare, precum şi creşteri apreciabile ale productivităţii date de eliminarea stagnărilor în aprovizionare.

Toate avantajele enumerate mai sus impun utilizarea BCP şi BCFP pe scară largă în toate sectoarele calde ca înlocuitori ai betoanelor refractare clasice, ale maselor de ştampare sau plastice şi în special ale produselor fasonate arse cu conţinut similar de Al_2O_3.

BIBLIOGRAFIE

[1] Prost, L. Brevet D'invention, Franţa, nr. 6934405/ iunie, 1971.

[2] Prost, L. L'industrie Céramique, Franţa, nr. 661, aprilie, 1973.

[3] Prost, L. Prospecte Phlox, Franţa.

[4] MacZura, G., Gnauck, C., Rothenbuchler, P. *Fine Aluminas for High Performance Refractories.* The 1st International Conference on Refractories, Tokio, 1983.
[5] Clavaud, B., Kiehl, J. *Low Cement Castables for the Continuous Casting Tundish.* SIPRE Fos-Sur-Mer 1983.
[6] Clavaud, B., Marjerrison, J. *Low and Ultra Low Cement Castables.* In: British Ceramic Society Annual Convention, Leeds, Anglia, 1985.
[7] Landman, G., Mutch, R. *Blast furnace Casthouse Practice.* In: The Journal of the Institute of Refractories Engineers, Anglia, nr. 8, 1988.
[8] Angelescu, N. *Betoane cu dozaj redus de ciment.* Teză de doctorat, I.P.B., 1983.
[9] Teoreanu, I., Angelescu, N. *Refractory Concretes Based on Aluminos Cement and Chronic Anhydride or Natrium Tripolyphosfate Admixture.* In: Verre et silicates, Franța, 1987.
[10] Deică, N. ș.a. Contribuții la fabricarea și utilizarea cimenturilor și betoanelor de calitate superioară. Cercetări metalurgice, București, ICEM, nr. 11, 1970.
[11] Teoreanu, I., Ciocea, N. *Lianți, mase și betoane refractare.* București, Ed. Tehnică, 1977.
[12] Petzold, A., Röhrs, M. Beton pentru temperaturi înalte. București, Ed. Tehnică, 1971.
[13] Deică, N. Utilizarea rațională a produselor refractare. București, Ed. Tehnică, 1983.

REVISTA REVISTELOR

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 11, 1989

Mărirea rezistenței căptușelilor la oalele pentru elaborarea feroaliajelor, p. 1 — Proprietățile pulberilor din soluții solide în sistemul $ZrO_2-Y_2O_3-Yb_2O_3-Sc_2O_3$, p. 4 — Elaborarea tehnologiei refractarelor topite din sistemul $Al_2O_3-Cr_2O_3-CaO$, p. 7 — Ceramică durificată pe bază de Al_2O_3, p. 10 — Material nears cu conductibilitate electrică pe bază de cromit de lantan, p. 14 — Influența impurităților de carbon asupra microstructurii ceramicii din beriliu, p. 17 — Influența procedeelor termodinamice și de difuzie la sinterizarea asupra structurii și proprietății nitrurii de siliciu compacte legată prin reacții, p. 21 — Procedeu de torcretare cu flacără pentru recondiționarea și protecția căptușelilor agregatelor pentru elaborarea materialelor din cupru-nichel, p. 25 — Stabilirea prin metoda spectrală a compoziției chimice a periclazului electrotehnic, p. 28— Determinarea expresă a oxidului de calciu în periclazul electrotehnic și brucit cu utilizarea analizorului BRA-7, p. 30 — Elaborarea și atestarea metodei de stabilire a compoziției grăunților din materialele refractare neformate, p. 32 — Șisturi de talcoclorit pentru căptușirea cuptoarelor rotative, p. 35 — Produse din forstiritgrafit pentru turnarea oțelului, p. 37 — Particularitățile proprietăților termofizice ale ceramicii nearse de cuarț pe bază de suspensii liante ceramice cu concentrații ridicate, p. 41 — Mărirea rezistenței oalelor tip mixer de transport al fontei, p. 46 — Căptușirea uscată prin îndesare a cuptoarelor electrice cu inducție și cu creuzet pentru aliaje, p. 43 — Estimarea calității refractarelor, p. 52.

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promîșlennost, U.R.S.S., nr. 4, 1989

Introducerea carbonului în compoziția minereului de fier al încărcăturii furnalului — metodă eficientă de reducere a consumului de cocs, p. 1 — Conducerea curentului de gaze la încărcarea furnalelor cu încărcătură de mai multe tipuri, p. 3 — Particularitățile elaborării fontei în furnale modernizate, p. 5 — Elaborarea metodei de analiză spectrală fotoelectrică a fontelor de furnal, p. 7 — Compararea construcțiilor noi ale dispozitivelor de încărcare a furnalelor și alegerea unei variante optime de instalare a acestora, p. 9 — Influența calciului asupra segregației axiale a fosforului în oțelul turnat continuu, p. 11 — Cercetarea burdușirii crustei lingourilor cu gabarit mare turnate continuu, p. 13 — Îmbunătățirea proprietăților mecanice ale metalului turnat continuu prin tratarea electrostatică a topiturii, p. 15 — Tehnologia de elaborare a tablei din oțel cu rezistență ridicată, p. 16 — Influența deformației la încovoiere-întindere asupra proprietăților tablei din oțel laminate la rece, p. 17 — Alegerea completelor de cilindri de laminor de la laminoarele continue de benzi late în scopul minimizării devierii axelor acestora, p. 18 — — Îmbunătățirea eficienței sistemului de ungere tehnologică a cilindrilor de la linia de laminare la cald 2500, p. 21 — — Automatizarea sectorului de control și de livrare a țevilor, p. 23 — Laminarea țevilor cu utilizarea crescută a cîmpului de toleranță negativă pe agregatele pentru fabricarea țevilor cu laminor automat și laminor tandem, p. 24 — Influența schimbărilor structurii în apropierea suprafeței de rulare a roților c.f. asupra vitezei de coroziune a oțelului, p. 27 — Influența defectelor interne asupra plasticității tehnologice a oțelului la refularea la rece, p. 29 — Cercetarea influenței încălzirii repetate asupra structurii și proprietăților oțelului beton, p. 31 — Elaborarea regimului de tratament termic al șinelor pentru rezistență ridicată și studierea particularităților oțelului slab aliat cu Cr—Si—Mn ținînd seamă de structura inițială, p. 33 — Regimuri de funcționare, creșterea fiabilității și a productivității elongatorului de la laminorul Pilger, p. 45 — Instalație pentru distribuirea uniformă în oală a feroaliajelor, p. 47 — Analiza siguranței în exploatare a liniei de laminare elicoidală periodică 120, p. 49 — — Lingotiera mașinii centrifuge de turnat, p. 50 — Asimilarea funcționării cuptoarelor de încălzire repetată, p. 52 — — Modelul matematic al transportului de căldură la formarea lingoului turnat continuu în cristalizor sub zgură, p. 54 — Fundamentarea normativelor cheltuielilor pentru reparațiile utilajelor de la liniile de laminare, p. 57 — Analiza cheltuielilor pentru reparațiile utilajelor din întreprinderile metalurgice, p. 59 — Acoperiri termorezistente pentru protecția împotriva coroziunii a lingotierelor, p. 67 — Funcționarea sistemului de transport pneumatic cu presiune scăzută, p. 68 — O metodă nouă de eliminare a prafului în întreprinderile metalurgice, p. 69 — Perfecționarea tehnologiei de răcire accelerată a laminatelor în fluxul laminoarelor continue pentru sîrmă și produse mărunte, p. 69 — Situația acustică la fabricarea țevilor fără cusătură, p. 70 — Bioxidul de siliciu activ — floculant eficient la epurarea reziduurilor industriale de agenții poluanți neorganici, p. 72 — Alegerea unui utilaj în cadrul tehnologiei de economisire a materialelor la executarea capacelor pentru conservele alimentare, p. 79.

Ec. D. Negrescu
Institutul de Economie Mondială

Coordonate şi implicaţii internaţionale ale procesului de restructurare a siderurgiei în ţările occidentale industrializate

CZ : 669.1

Industria siderurgică a ţărilor occidentale s-a văzut confruntată, începînd de la mijlocul anilor '70, cu serioase dificultăţi de ordin structural, al căror moment declanşator l-a constituit recesiunea economică generalizată din anii 1974—1975. Ceea ce iniţial părea să fie o criză de natură ciclică, cu o manifestare exacerbată de „explozia" preţului materiilor prime energetice, s-a dovedit, în cele din urmă, un fenomen persistent, cu acţiune pe termen lung.

La originea acestuia se află tendinţa de plafonare şi chiar reducere a consumului de oţel în principalele ţări industrializate (tab. 1), care, la rîndul său, este rezultatul acţiunii convergente a următorilor factori:

— reducerea elasticităţii cererii de oţel în raport cu creşterea produsului intern brut (PIB), ca urmare a ponderii crescînde deţinute de sectorul terţiar în PIB şi a reducerii potenţialului de expansiune a acelor ramuri industriale care sînt mari consumatoare de oţel: construcţii navale, mijloace de transport rutier, utilaje mecanice etc.;

— accelerarea gradului de substituire în consum a oţelului cu alte materiale, cum ar fi: aluminiul, care deţine în prezent 85% din piaţa recipientelor alimentare metalice; materialele plastice compozite şi ceramice în industria mijloacelor de transport; betoanele cu rezistenţă ridicată în construcţii etc.;

— sporirea gradului de valorificare a metalului în ramurile consumatoare: spre exemplu, în intervalul 1973—1985, industria americană de autovehicule şi-a redus consumul specific de oţel cu 48%, ceea ce echivalează cu o reducere a cererii de oţel din partea acestui sector cu cca 10 mil. t;

— îmbunătăţirea coeficientului de scoatere a oţelului în industria siderurgică; este deosebit de relevant, în acest sens, faptul că, în condiţiile menţinerii nemodificate a coeficienţilor de scoatere din 1978, producătorii de oţel din S.U.A., Piaţa Comună şi Japonia ar fi trebuit, pentru obţinerea aceleiaşi cantităţi de produse finite, să producă cu 33 mil. t mai mult oţel brut decît cantitatea produsă în 1986.

Încetinirea ritmului de evoluţie a consumului mondial de oţel, împreună cu dezvoltarea capacităţilor de producţie în numeroase ţări în curs de dezvoltare şi socialiste, a determinat o amplificare puternică a concurenţei pe piaţa internaţională, supunînd marile companii siderurgice din ţările industrializate unor presiuni suplimentare.

Tabelul 1

Evoluţia consumului aparent de oţel (mil. t) în ţările capitaliste dezvoltate în perioada 1974—1995 [1], [2], [3]

Ţările	1974	1975	1980	1985	1988	1990	1995
S.U.A.	144,1	116,8	118,4	108,7	112,3	96,4	97,2
Ţările CECO *)	128,4	99,4	108,2	93,7	120,9	90,0	91,5
Japonia	75,8	68,0	78,8	73,9	86,6	69,0	65,0
Totalul pentru ţările capitaliste dezvoltate	411,0	341,1	358,0	332,5	352,6	307,0	301,0

*) Comunitatea Europeană a Cărbunelui şi Oţelului, instituită prin Tratatul de la Paris (1951), din care fac parte toate ţările membre ale Pieţei Comune.

Tendinţele amintite au determinat amorsarea în principalele centre de producţie capitaliste a unui vast proces de adaptare la noile condiţii în care acţiunile iniţiate la nivel microeconomic s-au împletit cu măsuri intervenţioniste ale statului, desemnate să asigure companiilor siderurgice naţionale mijloacele necesare contracarării concurenţei externe.

Coordonatele desfăşurării procesului de restructurare a industriei siderurgice în principalele centre de producţie capitaliste

În condiţiile reducerii capacităţii de absorbţie a pieţii interne şi restrîngerii debuşeelor externe, întreprinderile producătoare din principalele state industrializate au fost puse în situaţia de a dispune de capacităţi de producţie excedentare, rezultate, în parte, şi din prognozele mult prea optimiste asupra perspecti-

velor cererii de oţel formulate în perioada anterioară primului şoc petrolier. Pe termen lung, impactul financiar al menţinerii în funcţiune a acestor capacităţi depăşea cu mult costurile inerente, economice şi sociale, ale dezafectării parţiale a facilităţilor existente, astfel încît marii producători s-au văzut nevoiţi să opteze pentru această ultimă alternativă. Reducerile de capacitate operate în perioada 1980—1988 în principalele centre de producţie capitaliste (tab. 2) au echivalat cu circa 28% din capacitatea instalată la începutul intervalului fără a se reuşi însă rezolvarea definitivă a problemei excesului de capacitate, care este estimat la încă ~ 30 mil t în Piaţa Comună şi 20 mil t în S.U.A.

În paralel cu reducerea capacităţilor de producţie instalate a avut loc şi o scădere accentuată a forţei de muncă ocupate în industria siderurgică a principalelor ţări capitaliste producătoare, cu cca 50% în intervalul 1974—1987 (tab. 3).

Tabelul 2

Evoluţia capacităţilor de producţie în industria siderurgică a principalilor producători occidentali în perioada 1980—1988 (mil. t) [3], [4]

Ţările	Anul				
	1980	1982	1984	1986	1988
S.U.A.	150,0	139,8	125,0	104,0	100,7
Ţările CECO	202,5	198,4	192,0	163,0	151,0
Japonia	159,2	157,8	156,0	133,0	117,9

Tabelul 3

Evoluţia forţei de muncă ocupate în industria siderurgică a principalilor producători capitalişti în perioada 1974—1987 (mii persoane) [2], [5]

Ţările	Anul					
	1974	1980	1982	1984	1986	1987
S.U.A.	512,0	429,3	323,6	268,1	218,4	203,0
Ţările CECO	887,0	646,6	541,1	510,0	455,7	421,0
Japonia	323,9	271,0	268,5	265,0	244,0	232,3

Fiind condiţionat, pe lîngă capacitatea de absorbţie a pieţei interne, şi de viabilitatea economică a facilităţilor existente, procesul de redimensionare a industriei siderurgice nu s-a desfăşurat cu aceeaşi intensitate în principalele ţări capitaliste producătoare, astfel încît Japonia menţine în funcţiune capacităţi care echivalează cu 211% din consumul pieţei interne, faţă de 156% în Piaţa Comună şi doar 85% în S.U.A.

Ascuţirea puternică a luptei de concurenţă inerentă situaţiei stagnante care caracterizează în general capacitatea de absorbţie a pieţii a stimulat puternic eforturile în direcţia ridicării nivelului tehnologic al producţiei. Ca urmare, principalele ţări capitaliste producătoare s-au orientat în direcţia renunţării la procedeul elaborării oţelului în cuptoare cu ardere deschisă (ultimele capacităţi de acest fel fiind dezafectate încă din 1978 în Japonia şi 1983 în Piaţa Comună) şi au procedat la o extindere însemnată a procedeului turnării continue a oţelului (tab. 4).

Tabelul 4

Indicatorii de caracterizare a nivelului tehnologic al producţiei siderurgice în Piaţa Comună, S.U.A. şi Japonia, % [1], [4[

Anul	Ţările					
	Piaţa Comună		S.U.A.		Japonia	
	A	B	A	B	A	B
1977	8,9	28,9	16,0	15,2	0,4	46,2
1982	0,5	51,6	8,2	29,0	—	78,7
1988	—	84,2	5,2	60,9	—	93,0

Obs.: *A* — ponderea oţelului elaborat în cuptoare cu ardere deschisă în totalul producţiei de oţel brut;
B — ponderea oţelului turnat continuu

Ritmul înnoirii tehnologice nu a fost însă uniform în toate marile centre de producţie, remarcîndu-se în acest sens relativa încetineală cu care siderurgia americană a reacţionat la mutaţiile intervenite pe plan tehnologic în industria metalurgică a ţărilor capitaliste.

O a treia direcţie spre care s-a orientat procesul de restructurare a siderurgiei occidentale ţine de strategia adoptată la nivel de firme, urmărindu-se următoarele obiective:

— raţionalizarea din punct de vedere organizatoric a activităţii;

— integrarea orizontală (în interiorul ramurii) vizînd optimizarea mix-ului de producţie;

— integrarea pe verticală atît în amonte, cu scopul de a se asigura surse proprii de materii prime siderurgice, cît şi în aval, căutîndu-se posibilităţi de valorificare în stadii mai avansate a produselor siderurgice;

— diversificarea activităţilor în vederea consolidării situaţiei financiare a firmelor.

Acţiunile întreprinse pe aceste planuri s-au concretizat, printre altele, în fuzionări sau achiziţii de societăţi din cadrul aceleiaşi ramuri, ilustrative în această privinţă fiind preluarea de către concernul vest-german Mannesmann a firmelor Rheinstahl şi Budd în cursul deceniului trecut, precum şi recenta fuziune a princi-

palilor producători francezi Usinor şi Sacilor, într-un adevărat colos care controlează peste 90% din producţia franceză de oţel.

În alte cazuri, imperativul raţionalizării bazate pe criteriul specializării în producţie a dus la descentralizarea producţiei, exemplele cele mai elocvente constituindu-le desprinderea din corporaţia britanică British Steel a unei companii independente, axată pe producerea de oţeluri speciale (United Engineering Steel), precum şi punerea în vînzare de către marea companie italiană Finisider a unor capactităţi de producţie însumînd 845 000 t oţel brut şi 575 000 t produse laminate la cald, la care se adaugă dezafectarea unor capacităţi cu un potenţial productiv anual de 3,4 mil t oţel brut.

Procesul de diversificare a activităţilor a dus la modificări radicale ale fizionomiei unor companii siderurgice de tradiţie, remarcîndu-se o tendinţă evidentă de reducere a ponderii deţinute de sectorul siderurgic în cifra lor de afaceri (tab. 5).

Tabelul 5

Ponderea deţinută de sectorul siderurgic în cifra de afaceri a unor mari companii producătoare în perioada 1985–1986, % [6], [7]

Nippon Steel, Japonia : 80,0	Hoesch, R.F.G. : 31,6
Klöckner, R.F.G. : 65,7	Krupp, R.F.G. : 30.5
LTV Steel, Japonia : 63,9	Mannesmann, R.F.G. : 27,2
Kobe Steel, Japonia : 42,0	USX Steel, S.U.A. : 26.9
Thyssen AG, R.F.G. : 35.9	

O altă direcţie semnificativă de acţiune se regăseşte în politica mai multor firme, în special americane şi nipone, de constituire a unor societăţi cu capital mixt, fie prin participaţii financiare ale companiilor japoneze în firme americane (Kawasaki Steel deţine 50% din California Steel, iar Nippon Kokan 50% din National Steel), fie pe calea unor investiţii comune în noi facilităţi productive : Nippon Steel cu Inland, Sumitomo Metal Industries cu LTV Steel, Kobe Steel cu USX şi Nisshin Steel cu Wheeling-Pittsburgh. Această ultimă formă de investiţii comune cunoaşte în acelaşi timp o evoluţie foarte dinamică şi în relaţiile firmelor producătoare nord-americane cu parteneri din alte ţări. Relevante în această privinţă sînt proiectele privind investiţiile în curs de realizare prin activitatea comună a firmelor : USX şi Pohang Steel (Coreea de Sud), Bethlehem Steel şi Chavanne Ketin (filiala lui Usinor-Sacilor din Franţa), Advanced Materials Corp. şi Acerinox S. A. (Spania).

Mutaţii în raporturile interoccidentale de competitivitate pe piaţa oţelului

În virtutea poziţiei lor de mari producători şi consumatori mondiali de oţel, Piaţa Comună, Japonia şi S.U.A. au o participare deosebit de intensă la desfăşurarea comerţului internaţional cu produse siderurgice : aproximativ 35–40% din exportul şi importul mondial, fără a se lua în calcul fluxurile comerciale dintre ţările membre ale CECO. În această ipostază, ţările industrializate amintite intră în raporturi de concurenţă acerbă atît în interiorul pieţelor naţionale, cît şi pe terţe pieţe externe. Un rol de prim ordin în deciderea rezultatului acestor confruntări îl are gradul de competitivitate a industriei siderurgice din aceste ţări care, la rîndul său, este determinat de o multitudine de factori exogeni sau endogeni.

Nivelul de competitivitate a producătorilor siderurgici este condiţionat, în cea mai mare parte, de disponibilitatea factorilor de producţie. Pe lîngă aceasta, un rol important îl joacă şi o serie de factori de natură exogenă (evoluţia cursurilor valutare este de maximă însemnătate).

În ceea ce priveşte factorii de producţie, un prim aspect determinant îl constituie accesul la surse ieftine de materii prime siderurgice. Din acest punct de vedere, S.U.A. a beneficiat mult timp de avantajul pe care îl reprezenta o bază proprie de aprovizionare cu minereu de fier şi cărbune cocsificabil, dar acest avantaj tinde să fie erodat de epuizarea progresivă a minereurilor cu conţinut ridicat de substanţă utilă. În Piata Comună s-a desfăşurat un proces de tranziţie de la asigurarea preponderentă cu materii prime din surse locale către importul acestora din afara grupării, fenomen care poate fi pus în evidenţă de majorarea continuă a ponderii deţinute de capacităţile de producţie amplasate în regiuni de coastă, în imediata apropiere a porturilor maritime : de la 5% în 1952 la peste 44% în 1981. Spre deosebire de situaţia existentă în S.U.A. şi Piaţa Comună, Japonia şi-a bazat de la bun început producţia siderurgică pe utilizarea de materii prime din import. Se constată aşadar faptul că principalele centre de producţie siderurgică din ţările industrializate funcţionează în mare măsură pe bază de materii prime provenite din import. În acelaşi timp, gradul de disponibilitate a resurselor materiale trebuie corelate cu modul în care se asigură valorificarea acestora în procesul de producţie. Indicii semnificative în această privinţă pot fi oferite de măsura în care au fost asimilate procedeele moderne de elaborare a oţelului, care permit reducerea consumurilor specifice şi scurtarea duratei de elaborare a şarjei, precum şi evoluţia coeficientului de scoatere în industria siderurgică a ţărilor avute în vedere (tab. 6).

Prin corelarea aspectului legat de accesul la surse competitive de materii prime cu gradul de valorificare a acestora în procesul de producţie poate fi caracterizat impactul exercitat de situaţia cheltuielilor materiale asupra competitivităţii internaţionale a industriei siderur-

Tabelul 6

Indicatorii care caracterizează gradul de valorificare a materiilor prime în industria siderurgică, % [1], [8]

Indicatorii	Piaţa Comună			S.U.A.			Japonia		
	1977	1982	1986	1977	1982	1986	1977	1982	1986
Ponderea oţelului elaborat prin :									
— convertizor cu oxigen	63,3	70,4	71,0	61,5	60,8	58,7	82,5	73,4	70,3
— cuptor cu arc electric	19,3	28,7	28,8	19,5	31,1	37,2	16,4	26,6	29,7
Coeficientul de scoatere	77,4	78,4	88,8	71,5	82,6	86,1	87,6	90,2	93,0

Tabelul 7

Cheltuieli materiale pe tona de produs finit în unele ţări capitaliste dezvoltate şi ponderea acestor cheltuieli în costurile de producţie, s/t, % [1], [4], [9],]10]

Ţara	Anul	Cheltuielile materiale	Ponderea cheltuielilor materiale în totalul de costuri
S.U.A.	1984	274,0	59,5
	1987	281,5	58,1
Japonia	1984	223,0	53,5
	1987	269,7	50,7
R.F.G.	1984	254,0	48,7
	1987	296,8	57,3
Marea Britanie	1984	...	...
	1987	272,2	67,3
Franţa	1984	196,8	52,8
	1987	266,7	53,3

gice a principalelor state industrializate. Situaţia comparativă a cheltuielilor materiale în principalele ţări avansate producătoare de oţel este prezentată în tabelul 7.

Un alt element care caracterizează disponibilitatea factorilor de producţie ţine de nivelul orar al cheltuielilor cu forţa de muncă. La rîndul său, acest nivel trebuie corelat cu gradul de eficienţă al utilizării acestei resurse importante, caracterizat sintetic prin intermediul indicatorului *productivitatea muncii*. În tabelul 8 sînt prezentate unele date statistice relevante pentru aprecierea impactului exercitat de acest important factor de producţie (forţa de muncă) asupra costurilor de producţie şi, implicit, asupra nivelului de competitivitate internaţională a siderurgiei din principalele ţări industrializate.

Un factor de producţie a cărui disponibilitate şi utilizare condiţionează, la rîndul său, concurenţa pe piaţa internaţională a producătorilor siderurgici din statele industrializate, este constituit de resursele financiare. Spre deosebire de forţa de muncă, a cărei disponibilitate poate fi caracterizată prin nivelul salariilor în ramura siderurgică, evaluarea gradului de disponibilitate a resurselor financiare este mult mai dificilă, întrucît este determinată de aspecte care nu se pretează unei cuantificări riguroase, şi anume : costul creditelor (exprimat prin rata dobînzii) depinde de termenii concreţi ai contractelor de împrumut, astfel încît taxa oficială a scontului pe plan naţional nu oferă decît indicaţii incomplete ; gradul de mobilizare a resurselor financiare prin emiterea de acţiuni şi obligaţiuni este de asemenea dificil de cuantificat ţinînd seamă de faptul că unele din aceste hîrtii de valoare comportă obligativitatea efectuării de plăţi regulate, în anumite proporţii, făcînd ca resursele nominale să nu coincidă întotdeauna cu cele efective. În ceea ce priveşte eficienţa utilizării resurselor financiare, ea poate fi ilustrată în oarecare măsură prin rezultatele financiare obţinute pe tona de produs finit (tab. 9) dar, şi în acest caz, există distorsiuni determinate de faptul că, în parte, profitul sau pierderile înregistrate depind de factori exogeni (precum nivelul cererii manifestate pe piaţă), care nu sînt condiţionaţi nemijlocit de activitatea desfăşurată de producători.

În contextul actual, caracterizat printr-un ritm accelerat al progresului tehnic, un rol cu totul deosebit în asigurarea şi consolidarea competitivităţii internaţionale a industriei siderurgice din fiecare ţară îi revine activităţii de cercetare-dezvoltare atît în domeniul tehnologiilor de fabricaţie, cît şi în ceea ce priveşte cercetarea de produs. Intensitatea efortului de cercetare-dezvoltare (exprimată prin raportarea nivelului cheltuielilor cu această destinaţie la cifra de afaceri a diferitelor companii producătoare) poate oferi, în acest sens, indicii semnificative asupra măsurii în care unii din marii producători mondiali îşi conectează activitatea la noile tendinţe şi imperative ale revoluţiei tehnico-ştiinţifice contemporane (tab. 10).

Pe lîngă factorii de producţie menţionaţi anterior, poziţia de concurenţă a producătorilor resimte şi influenţa exercitată de o serie de factori exogeni, exteriori procesului de producţie, şi asupra cărora, adesea, producătorul nu poate avea nici un control.

Impactul cel mai considerabil îl exercită evoluţia cursurilor valutare. Întrucît, în perioada actuală, se poate asista la fluctuaţii frecvente

Tabelul 8

Impactul cheltuielilor cu forţa de muncă asupra costurilor de producţie în industria siderurgică a unor ţări producătoare [1], [4], [9], [11]

Ţara	Anul	Costul orar al mîinii de lucru, $/om/h	Producitivitatea muncii în industria siderurgică, oameni/h/tona de produs finit	Cheltuielile totale cu forţa de muncă, $/t	Ponderea cheltuielilor cu forţa de muncă în totalul costurilor, %
S.U.A.	1975	10,24	...	...	...
	1984	21,30	8,09	172,32	36,0
	1986	23,24	6,69	144,47	30,2
	1987	23,96	6,39	153,10	34,8
Japonia	1975	5,26	..	...	...
	1984	10,79	8,50	91,72	22,0
	1986	16,73	7,75	129,65	25,4
	1987	17,32	6,84	118,47	22,7
R.F.G.	1975	7,31	...	..	...
	1984	12,95	8,1	105,02	20,1
	1986	16,04	7,73	123,99	23,8
	1987	17,90	7,07	126,55	25,8
Franţa	1975	5,87	...	...	...
	1984	13,22	9,20	121,62	23,6
	1986	...	8,07	..	...
	1987	19,79	7,76	153,57	32,6
Marea Britanie	1975	...	...	..	...
	1984	9,26	9,07	83,99	20,2
	1986	...	8,28	...	...
	1987	14.37	7,24	104,44	25,7
Canada	1975	7,47	...	...	...
	1984	15,49	...	...	...
	1986	16,50	6,10	100,65	24,1
	1987	17,78	...	...	...
Brazilia	1975	1,44	...	...	...
	1984	1,63	...	...	...
	1986	2,26	10,18	23,06	8,5
	1987	3,10	...	...	...
Coreea de Sud	1975	0,54	...	...	...
	1986	2,88	7,74	22,29	8,2
	1984	2,94	7,57	22,25	...
	1987	3,37	7,57	25,51	7.8

Tabelul 9

Rezultatele financiare pe tona de produs finit ale principalelor companii siderurgice din unele ţări occidentale în perioada 1985–1987 (profit + sau pierdere–) $ t/t [3], [4]

Ţara	Anul		
	1985	1986	1987
S.U.A.	–12,2	–43,8	+18,8
Japonia	...	–47,2	...
Franţa	–60,6	–105,7	...
Marea Britanie	...	+5,5	+46,5

şi de amploare a raporturilor valorice între monede, raporturile de competitivitate internaţională statornicite pe piaţa oţelului se modifică, adesea, în favoarea unei părţi sau a alteia, în funcţie de evoluţia cursului de schimb al monedei naţionale. Dimensiunile mutaţiilor determinate de modificările intervenite în cursurile valutare pot fi apreciate pe baza datelor din tabelul 11. Se constată că poziţia comparativ mai favorabilă a producătorilor americani în 1987 este rezultatul exclusiv al deprecierii dolarului S.U.A. Dacă s-ar fi menţinut paritătile din anul 1985, situaţia preţurilor interne de producţie ar fi evoluat în defavoarea siderurgiei americane, care a înregistrat o majorare cu 3,1% a cheltuielilor de producţie, faţă de o reducere de 6,7% în R.F.G. şi de 4,2% în Franţa, şi ar fi marcat o ameliorare minoră în raport cu firmele japoneze, ale căror cheltuieli, exprimate în dolari constanţi în anul 1985, s-au majorat cu doar 3,4% (faţă de sporirea mult mai substanţială: 68,8%, care ar

Tabelul 10

Cheltuielile pentru finanţarea unor proiecte de cercetare-dezvoltare în unele ţări sau mari companii producătoare (ponderea cheltuielilor cu această destinaţie în cifra de afaceri), (1987) [12]

Ţara sau compania	%	Ponderea producţiei realizate de compania respectivă în producţia naţională totală
S.U.A.	0,61	...
R.F.G.	0,61	...
Canada	0,25	...
Usinor-Sacilor (Franţa)	0,91	94,3%
Finsider (Italia)	0,43	49,8%
Nippon Steel (Japonia)	2,90	26,4%
British Steel (Marea Britanie)	0,55	78,4%
ARBED (Belgia)	0,70	70,9%
Hoogovens (Olanda)	0,60	94,6%

Tabelul 11

Evoluţia preţurilor medii de producţie în principalele ţări occidentale producătoare în perioada 1985—1987, [3]

Ţara	Anul		
	1985	1987	
	Preţurile exprimate în dolari S.U.A. la cursul valutar mediu al anului 1985	Preţurile exprimate în dolari S.U.A. la cursul valutar mediu al anului	
		1985	1987
S.U.A.	459,8	—	474,1
Japonia	315,3	326,3	532,3
R.F.G.	357,3	334,8	518,3
Franţa	372,7	357,6	500,2

Tabelul 12

Nivelul curent al impozitelor asupra cifrei de afaceri a corporaţiilor în 1988 în unele ţări occidentale, % [13]

Ţara	%	Ţara	%
S.U.A.	3	Olanda	35
Japonia	42	Austria	30
R.F.G.	53	Finlanda	33
Franţa	42	Australia	39
Marea Britanie	35	Portugalia	35
Canada	28	Turcia	46

rezulta dacă exprimarea s-ar face la cursul curent al dolarului faţă de yen în 1987). Se impune totuşi precizarea că poziţia concurenţială nu este chiar atît de volatilă pe cît pare s-o indice evoluţia cursurilor valutare. O tactică frecvent adoptată în perioadele de supraevaluare a monedei naţionale constă în reducerea marjei de profit sau, în cazuri limită, vînzări sub preţul de cost, în scopul prezervării poziţiei deţinute pe piaţa internaţională. Un exemplu în această privinţă îl oferă principalii producători niponi care, în ciuda unei majorări cu circa 60% a valorii yenului faţă de dolari în perioada 1985—87, şi-au sporit preţurile de livrare pe piaţa americană cu doar 5%. Pe termen mediu, însă, o asemenea tactică nu poate fi susţinută, astfel încît menţinerea mai îndelungată a unor cursuri valutare nefavorabile are ca efect o serioasă erodare a potenţialului de concurenţă pe piaţa externă.

Un alt factor exogen care influenţează semnificativ rentabilitatea activităţii în sectorul siderurgic şi, implicit, competitivitatea producătorilor, ţine de gradul în care sarcinile fiscale grevează activităţile companiilor producătoare. Întrucît modul de mobilizare a resurselor bugetare diferă de la ţară la ţară, acei producători care au de suportat un nivel de impunere mai ridicat sînt puşi într-o situaţie dezavantajoasă faţă de competitorii lor care sînt supuşi unor sarcini fiscale mai moderate. În tabelul 12 sînt redate nivelurile curente ale impozitelor asupra cifrei de afaceri a corporaţiilor, cu precizarea că, de la caz la caz, procentul efectiv al impunerii poate fi diferit faţă de cel de aplicabilitate curentă.

Tabelul 13

Ponderea deţinută de principalele companii producătoare în producţia totală de oţel a unor ţări industrializate, % [1], [3]

Ţara şi companiile	Anul	
	1984	1987
S.U.A.: USX Steel, LTV, Bethlehem, Armco Inc., Inland, National Steel	58,9	56,1
Japonia: Nippon Steel, NKK, Kawasaki Steel, Kobe Steel, Sumitomo Metal	66,6	65,8
R.F.G. Thyssen, Hoesch, Krupp Stahl, Mannesmann, Peine-Salzgitter	68,5	70,2
Franţa: Usinor-Sacilor	93,2	94,3
Italia: Finsider	56,2	49,8
Marea Britanie: British Steel	84,3	78,4

În sfîrşit, un alt element exogen care afectează nivelul de competitivitate al producătorilor ţine de impactul exercitat asupra costurilor de producţie de către reglementările vizînd controlul emisiilor poluante. În condiţiile în care combaterea poluării a devenit o prioritate importantă pentru industria siderurgică, adoptarea de măsuri pentru limitarea consecinţelor nefavorabile asupra mediului înconjurător implică efectuarea unor cheltuieli suplimentare. Mărimea acestora diferă de la ţară la ţară, în funcţie de stringenţa reglementărilor dictate în materie, astfel încît unii producători sînt puşi în situaţia de a aloca sume mai mari în acest scop, comparativ cu alţi compe-

titori externi. În ciuda caracterului estimativ al datelor disponibile, se poate aprecia faptul că producătorii vest-germani sînt nevoiţi să cheltuiască pentru combaterea poluării ~25$ pe tona de oţel produsă, faţă de o medie de cca 12 $ pe tonă în celelalte ţări membre CECO şi doar 6—7 $ pe tona de oţel în S.U.A.

BIBLIOGRAFIE

[1] IISI, Institutul Internaţional al Fierului şi Oţelului, Steel Statistical Yearbook 1985—86, Bruxelles.
[2] IISI, World Steel in Figures 1989, Bruxelles.
[3] In: Metal Bulletin, Anglia, colecţia 1986—89.
[4] In: American Metal Market S.U.A., colecţia 1988.
[5] IMF, Fondul Monetar Internaţional—Issues and Developments in International Trade Policy, IMF Occasional Paper, nr. 63, 12, 1988, Washington D.C.
[6] Rémy, André *Les stratégies allemandes dans les secteurs en le cas de la sidérurgie.* In: Problèmes Economiques, Franţa, nr. 2095/19, X 1988.
[7] Eichengreen, Barry. International Competition in the Products of US Basic Industries, în volumul colectiv The United States in the World Economy Martin Feldsteir, Chicago, 1988.
[8] Ciorapciu, Ruxanda. *Preocupări convergente pentru ridicarea eficienţei în siderurgie.* In: Revista economică, *R.S.R.* nr. 15/15, 1988.
[9] In: Siderurgia Latinoamericana, Mexic, colecţia 1988.
[10] USITC, Comisia pentru Comerţ Internaţional a S.U.A., US Global Competitiveness, Steel Sheet and Strip Industry, 1987.
[11] Industry Profile Primary Iron and Steel. Ministry of State Science and Technology, Canada, 1988.
[12] ONUDI, Industrie et développement dans le monde. Rapport 1988/89, Viena, 1989.
[13] The OECD Observer, nr. 155/1, 1989, Paris.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 12, 1989

Studierea arderii combustibilului sub formă de praf de cărbune în creuzetul furnalului la îmbogăţirea cu oxigen a aerului insuflat, p. 3 — Comportarea minereului de fier în cadrul proceselor de elaborare în furnal, p. 7 — Dimensiunea „răsuflării" centrale de la coloana materialelor ce formează încărcătura în furnal, p. 13 — Prelucrarea complexă a deşeurilor cu conţinut de wolfram cu aer insuflat intensiv la temperaturi înalte, p. 17 — Lingouri orizontale pentru fabricarea tablelor şi a plăcilor, p. 20 — Prevenirea formării urşilor la lăncile de suflare a oxigenului, p. 22 — — Separarea zgurii de cuptor la evacuarea din agregatele cu un singur jgheab pentru elaborarea oţelului, p. 25 — Turnarea lingourilor din oţel calmat chimic cu ferotitan pentru emailare, p. 26 — — Elaborarea oţelului aliat prin metoda retopirii electrice sub zgură a aşchiilor, . Formarea lingoului 2— 6 în procesul de retopire sub vid cu doi electrozi, p. 30 — Evaporarea magneziului în cadrul topirii cu curenţi de inducţie sub vid, p. 31 — Caracteristicile gazodinamice şi regimul de temperatură ale elaborării silicomanganului în cuptoare electrice închise pentru reducerea minereurilor, p. 34 — Laminarea oţelurilor cu tendinţă la lărgirea crescută, pe laminorul cu caje paralele, p. 38 — Calibrarea profilului BK-170 pentru partea laterală a jgheabului transportorului de cărbune, p. 41 — Capacitatea portantă a profilelor fasonate cu pereţi subţiri, p. 43 — Particularităţi de control al proprietăţilor laminatelor de metal în cadrul fluxului de producţie, p. 95 — Utilizarea unei emulsii noi la linia de laminare la rece cu patru caje, p. 49 — Perfecţionarea tehnologiei de spălare a benzilor decapate pe agregatele de decapare cu acid clorhidric, p. 50 — Dispozitive noi de etanşeizare pentru rulmenţii cajelor de laminor, p. 52 — Fabricarea ţevilor pentru cazane din oţel de convertizor 20, p. 54 — Sudarea de înaltă frecvenţă a ţevilor fără bacuri interioare, p. 56 — Îmbunătăţirea calităţii suprafeţei interioare a ţevilor prin lustruirea-oxidarea dornurilor, p. 60 — Influenţa parametrilor de laminare asupra rezistenţei la oboseală a benzii de înaltă rezistenţă, p. 61 — Experienţa utilizării încălzirii cu plasmă la tratamentul termomecanic al sîrmei, p. 63 — — Răcirea accelerată a tablelor groase slab aliate la normalizare, p. 64 — Oţel pentru şine cu rezistenţă ridicată, p. 67 — Tratamentul la rece al oţelului nealiat electrotehnic, p. 70 — Rezistenţa la coroziune a ţevilor de tubaj sudate din oţel 22GIu, p. 72 — Îmbunătăţirea compoziţiei chimice a oţelurilor carbon pentru scule, p. 74 — Studierea extruziunii capsulelor acoperite cu aluminiu, p. 75 — Executarea pieselor din oţeluri carbon din pulberi cu utilizarea încovoierii, p. 77 — Perspectivele utilizării deşeurilor rezultate din producţia de piese mărunte, p. 79 — Elaborarea şi introducerea normelor de productivitate a agregatelor pentru fabricarea ţevilor, p. 81 — — Încălzirea experimentală a zidăriei oalelor pentru turnarea oţelurilor, p. 83 — Stabilirea duratei optime a campaniei în funcţie de grătarele de regenerator ale cuptoarelor Martin, p. 85 — — Prelucrarea termică fără deşeuri a arsurilor cu conţinut de apă şi ulei, p. 88.

D. K. Cernov şi ştiinţa metalelor

Prof. dr. ing. H. Colan
Institutul Politehnic Cluj-Napoca

CZ : 669.018

Dmitri Konstantinovici Cernov, precursor al teoriei tratamentelor termice, unul dintre cei care au pus bazele metalografiei moderne, face parte din marea familie a savanţilor metalurgişti din întreaga lume care şi-au adus aportul la tezaurul ştiinţei mondiale prin crearea ştiinţei metalelor : Réaumur, Sorby, Osmond, Roberts-Austen, Le Chatelier, Martens, Bain şi atiţia alţii. Privite astăzi din punct de vedere istoric, lucrările lui Cernov conţinînd remarcabile exemple de previziune ştiinţifică au deschis drumuri noi ; în ele se găsesc şi multe din tendinţele şi metodele moderne ale metalurgiei contemporane, chiar dacă unele sînt abia schiţate.

Marele metalurgist rus (fig. 1) s-a născut la Petersburg la 1 noiembrie 1839, într-o familie de mici funcţionari. Încă în timpul cînd a

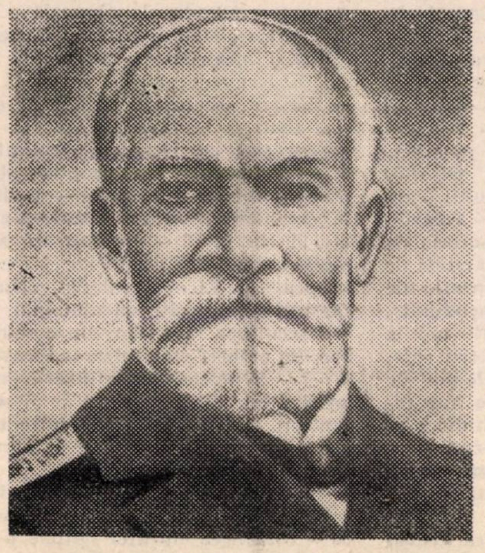


Fig. 1. Dmitri Konstantinovici Cernov (1839—1921)

urmat Institutul tehnologic, i-a atras metalurgia, citind în *Revista minelor* lucrarea lui P. P. Anosov *Despre oţelul de Damasc*, care i-a făcut o impresie puternică şi i-a deşteptat interesul pentru cunoaşterea naturii acestui oţel.

La absolvire D. K. Cernov a fost numit la Institutul tehnologic în calitate de preparator la algebră şi geometric.

În acelaşi timp, începînd din anul 1859 a urmat o perioadă şi cursurile Facultăţii de Fizică de la Universitatea din Petersburg, avîndu-i ca profesori pe P. L. Cebîşev, M. V. Ostrogradski şi alţii. Continuînd, între timp, activitatea didactică la Institutul tehnologic. Cernov a ocupat din 1863 şi posturile de conservator al muzeului şi ajutor al şefului bibliotecii, utilizînd această ocupaţie pentru o minuţioasă documentare în problemele tehnice.

Această epocă de la mijlocul secolului trecut a fost foarte importantă pentru producerea oţelului ; sînt anii în care s-au introdus procedeele Bessomer şi Martin, deschizîndu-se perspective noi în progresul industriei.

În Rusia apăruseră deja unele importante realizări în domeniul metalurgiei. Inginerul de mine P. P. Anosov, lucrînd la Uzina de armament Zlatoust din Ural, organizase fabricarea armelor albe din oţel forjat, studiase oţelul de Damasc şi utilizase se pare, cu această ocazie, şi microscopul la cercetarea desenelor care apăreau pe suprafaţa lustruită şi atacată a metalului (1831). În aceeaşi uzină, A. S. Lavrov şi N. V. Kalakuţki făcuseră observaţii asupra fenomenului de segregare a oţelului la solidificare în lingouri şi asupra formării sulfurilor (1866), fiind precursori ai engiezilor Stubbs şi Syelius, care au pus ştiinţific în evidenţă, segregaţia în anul 1881.

În această perioadă Cernov publică primele sale lucrări : *Şurubul* (1863) şi *Perfecţionări ale metodei Bessemer pentru producerea oţelului şi fierului* (1865). A întocmit împreună cu P. G. Kireev şi primul îndrumător tehnic rus *Tabele pentru uşurarea calculelor* (1866).

În 1866, Cernov este chemat la uzina Obuhov din Petersburg, pentru a încerca îmbunătăţirea fabricării ţevilor de tun. Ca inginer la secţiile de turnătorie (fig. 2), forjă (fig. 3) şi apoi ca ajutor al directorului, el şi-a început şi apoi continuat principala activitate de cercetare în legătură cu turnarea şi forjarea oţelului, stabilind importanţa mărimii grăunţilor pentru proprietăţile ulterioare ale metalelor.

Peste doi ani, în 1868, el comunică Societăţii tehnice ruse observaţiile şi concluziile primelor sale cercetări, care conţin o descoperire epocală în ştiinţa metalelor : punctele critice ale oţelurilor, adică temperaturile la care au loc transformări ale structurii. Descoperirea, făcută cu ochiul liber, după culorile de incandescenţă, fără a avea la dispoziţie instrumente de măsură precise, constituie o bază pe care s-au clădit ulterior metalografia oţelului, precum şi teoria şi tehnologia tratamentelor sale termice.

Lucrarea publicată sub titlul *Privire critică asupra articolelor domnilor Lavrov şi Kalakuţki despre oţel şi tunuri de oţel, precum şi cercetările proprii ale lui D. K. Cernov asupra acestui*

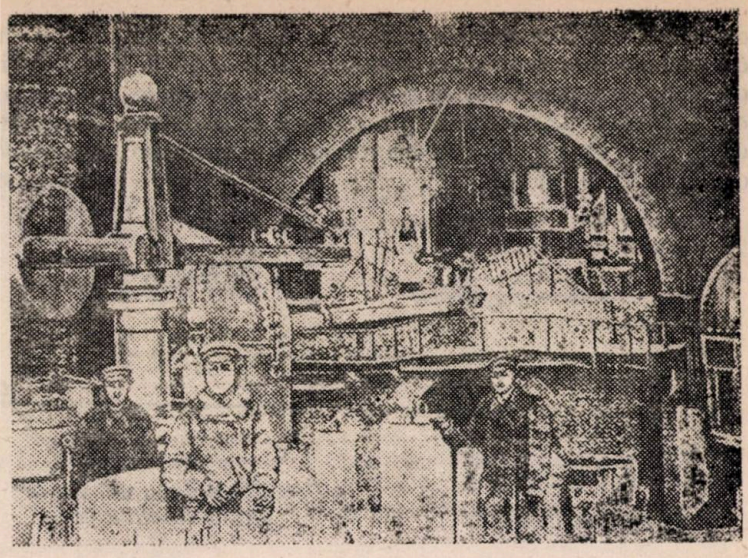


Fig. 2. Atelierul Bessemer de la Uzina Obuhov la întemeiere (1872)

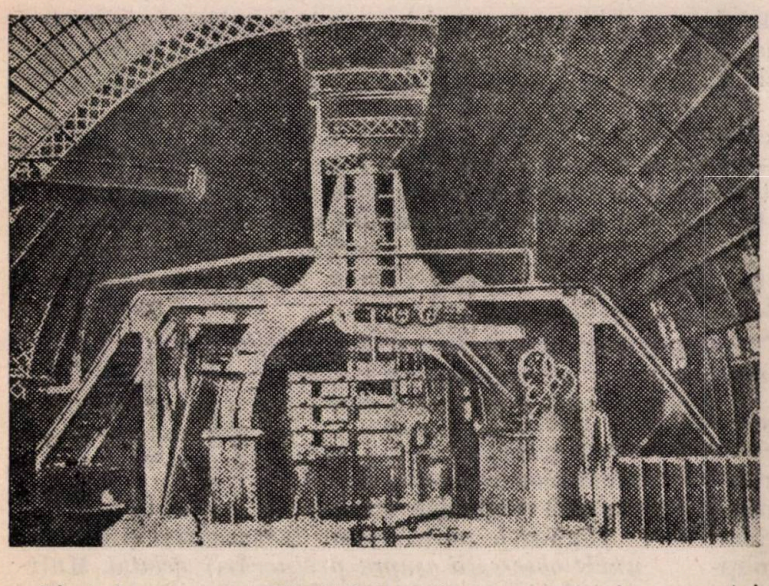


Fig. 3. Ciocanul cu aburi de 50 t de la Uzina Obuhov, modernizat de către D. K. Cernov

subiect, lucrare amplă [1], conţine nu numai descrierea punctelor descoperite de el ci şi judicioase observaţii şi interpretări privind influenţa unor factori ca : viteza de răcire sau conţinutul de carbon asupra acestor temperaturi de transformare. Asticolele lui A. S. Lavrov au fost tipărite în Revista artileriei 1866, nr. 10 şi 11, ale lui N. V. Kalakuţki în 1867, nr. 5, 7, 9, 10, iar al lui Cernov în „Zapiski russkovo tehniceskovo obscestva" 1868 (cu unele prescurtări). Se va cita din partea referitoare la punctele critice [2].

„După cum am mai spus, dacă o bucată de oţel turnat din creuzet se răceşte foarte încet, ea prezintă o masă cristalizată. Dacă încălziţi această bucată pînă la culoarea roşu deschis şi o supuneţi răcirii, fără nici o prelucrare mecanică, atunci veţi vedea, după ruptură, că structura s-a schimbat.

Pentru a prezenta mai limpede legea variaţiei structurii oţelului datorită încălzirii, voi desena o dreaptă, pe care, ca pe o scară termometrică, voi nota cîteva puncte speciale corespunzătoare unor anumite temperaturi (fig. 4).

Punctul *0* reprezintă punctul zero al scării termometrice ; punctul *a* reprezintă culoarea de călire roşu — vişiniuînchis, punctul *b* reprezintă culoarea de călire roşu nestrălucitor ; punctul *c* corespunde temperaturii de topire a oţelului dat. Punctele *a*, *b* şi *c* nu au o poziţie fixă pe scară, ele se deplasează în raport cu proprietăţile oţelului (aceasta depinde în mod direct de conţinutul procentual de carbon aflat în el) ; cu cît oţelul este mai dur, cu atît aceste puncte se apropie mai mult de zero şi cu cît oţelul este mai moale, cu atît aceste puncte se depărtează de zero *cu viteze diferite*. Limitele acestor deplasări sunt destul de mici ; pentru ochiul lipsit de experienţă ele abia pot fi observate. Neavînd posibilitatea de a măsura aceste temperaturi cu ajutorul aparatelor fizice, m-am mărginit să le notez, în măsura posibilului, după culoarea de călire, ale cărei nuanţe se deosebesc numai cu ajutorul ochiului experimentat ; socot necesar să adaug că aceste

culori de călire indicate se referă la calităţile de oţel dur şi semidur. Pentru calităţile de oţel mai moale apropiate de fier, punctele *a* şi *b* se îndepărtează simţitor de *0*, încît, spre exemplu pentru fier, culoarea albă de călire corespunde punctului *b*".

scopului la controlul procesului, asupra turnării lingourilor sub presiune după metoda Withworth, în anul 1878 Cernov publică lucrarea *Cercetări referitoare la structura lingourilor de oţel*. În această lucrare el a depăşit cu un sfert de veac cercetările asupra cristalizării

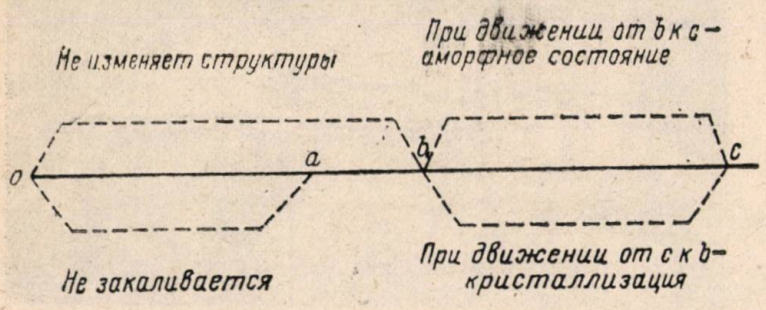


Fig. 4. Schema punctelor critice ale lui Cernov: nu se schimbă structura: la trecerea de la *b* la *c*: stare amorfă;

nu se călește: la trecerea de la *c* la *b*: cristalizare

„Semnificaţia punctului *a* constă în următoarele: oţelul oricît de dur ar fi el, fiind încălzit sub punctul *a*, nu se călește, oricît de repede ar fi răcit".

„Semnificaţia punctului *b*. Oţelul, încălzit sub punctul *b*, nu-şi schimbă structura — indiferent dacă se răceşte după aceea încet sau repede". Cernov înţelege prin schimbarea structurii, modificarea aspectului rupturii.

Prima definiţie, care corespunde punctului A_1 de azi, este surprinzător de completă, referindu-se la temperatură, la conţinutul de carbon „oricît de dur" şi la viteza de răcire „oricît de repede ar fi răcit".

În ceea ce priveşte punctul *b* acesta fost considerat pînă în timpul din urmă identic cu punctul A_3 al lui Osmond. După cum a arătat V. D. Sadovski, el se referă însă la transformările datorită recristalizării şi creşterii grăunţilor de austenită. El e important pentru obţinerea pieselor forjate cu granulaţie fină, respectiv pentru asigurarea unei limite maxime de elasticitate. Cernov a arătat că cele mai bune rezultate se obţin dacă forjarea se termină la temperaturi apropiate de punctul *b* [3], [4].

Peste 20 de ani, marele metalurgist francez Floris Osmond a determinat precis aceste puncte cu ajutorul pirometrului termoelectric construit de Le Chatelier [5], iar peste 30 de ani au fost publicate de către cercetătorul englez Roberts-Austen şi apoi de profesorul olandez Roozeboom cele dintîi diagrame de echilibru ale aliajelor fier-carbon.

Cu ocazia tratării proceselor de cristalizare în oţeluri, Cernov s-a folosit şi de analogia cu fenomenele de cristalizare ale sărurilor în soluţii apoase, ceea ce l-a făcut pe Osmond să scrie, recunoscînd prioritatea lui că „*întreaga chimie fizică este conţinută în embrionul său în referatul lui Cernov din 1868*".

După o serie de lucrări asupra procedeului Bessemer — varianta rusă, care utiliza fonte sărace în siliciu — şi întrebuinţarea spectroprimare a metalelor, creînd noţiunea de centre de cristalizare şi stabilind structura neomogenă a lingoului în scheme care şi astăzi îşi păstrează întreaga actualitate.

În 1880, din cauza neînţelegerii cu conducerea uzinei, Cernov este nevoit să plece de la Obuhov, declarînd că se supune forţei brutale şi îşi întrerupe studiile sale în problema oţelului. La cuvintele directorului că în uzină nu se face ştiinţă, Cernov răspunde: *Dar fără ştiinţă, nu există uzină.*

În cadrul unor exploatări miniere şi la departamentul drumurilor unde este numit, Cernov îşi continuă cercetările comunicînd o serie de rezultate în ceea ce priveşte repartizarea tensiunilor în cazul deformărilor la rece ale metalelor, descoperind liniile care îi poartă numele împreună cu cel al lui Luders.

Lucrarea purta titlul *Generalităţi privind unele observaţii asupra prelucrării oţelului*. Mult mai tîrziu, în anul 1902, Osmond scria cu ocazia traducerii în limba franceză a acestei lucrări, că ea ... *pare scrisă numai ieri*, adăugînd „*autorul, profesorul Cernov, ale cărui cercetări privind prelucrarea oţelului au avut o puternică influenţă asupra evoluţiei metalografiei, este şi în această lucrare un adevărat precursor*".

Într-o altă lucrare, din aceeaşi perioadă, *Despre fabricarea obuzelor de oţel pentru străpungerea cuiraselor*, Cernov a descris noi metode de tratament termic în medii calde, dezvoltate astăzi sub forma călirii în trepte şi izoterme.

Prin traducerea lucrărilor sale, Cernov devine cunoscut şi peste hotare. Profesorul metalurgist american G. M. Gow, care îl avea asistent pe Sauveur, devine un fervent popularizator al lui Cernov, pe care îl numeşte *părintele metalografiei fierului şi oţelului* în lucrarea „*Fier, oţel şi alte aliaje*", publicată în 1903.

Meritele lui Cernov încep să fie recunoscute şi în Rusia.

În anul 1889 este chemat ca profesor la Academia de artilerie, unde a condus catedra de metalurgie și turnarea oțelului, timp de trei decenii, pînă aproape la moartea sa. Aici el a format generații de metalurgiști ruși și sovietici, prin lecțiile ținute viitorilor ofițeri de artilerie. De asemenea, și-a continuat cercetările asupra cristalizării în dendrite a oțelurilor, asupra oțelului de Damasc, și asupra obținerii directe a oțelului și fierului din furnal etc.

Foștii elevi păstrau în continuare legătura cu profesorul lor. Astfel, de exemplu, colonelul de artilerie marină Bersenev i-a trimis lui Cernov un cristal uriaș găsit în curtea unei uzine, provenit din retasura unui lingou de oțel de 100 t.

Acesta e istoricul *cristalului lui Cernov*, cristalul dendritic care a apărut în atîtea manuale de metalografie (fig. 5). Cristalul are o lungime de 39 cm, 3,45 kg și un conținut de carbon

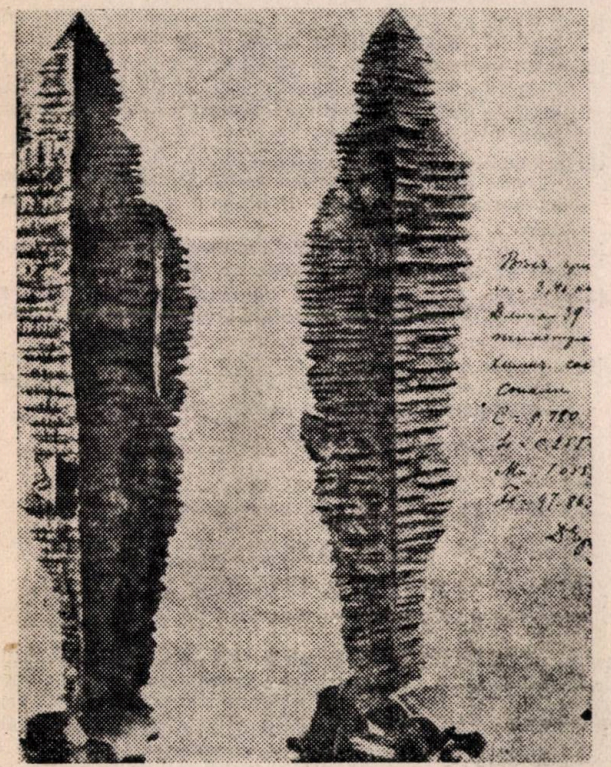


Fig. 5. Cristalul lui Cernov (două vederi); la dreapta autograful lui Cernov

de 0,78%. Aspectul exterior prezintă o serie de octoedrii pătratice introduse una într-alta, una din axe fiind după direcția de creștere a cristalului. O parte a acestui cristal, secționat, a fost cercetat de Cernov și de alți metalurgiști, între care și A. A. Baicov, în jurul lui fiind duse pasionante discuții. Chiar mai tîrziu, în anul 1932, revista Metallurg a organizat o anchetă despre dendritele, monocristalele și cristalul lui Cernov, la care au participat și savanți străini.

Despre taina oțelului de Damasc, care i-a preocupat pe mulți savanți, inclusiv Faraday, Cernov s-a interesat, după cum s-a arătat, încă de la cunoașterea lucrării lui Anosov. În 1869 el preparase un lingou de oțel de Damasc, din care s-au forjat două tăișuri de sabie pe care, după atacul chimic, s-au evidențiat cunoscutele desene ondulate. În 1880, Cernov a vizitat Uzina din Zlatoust, a stat de vorbă cu bătrînul fierar Anosov și a cercetat în muzeul uzinei tăișuri veritabile. Apoi, în anul 1899 a publicat rezultatele cercetărilor sale, documentate cu multe fotografii, dînd explicația desenului pe baza cristalizării oțelului (fig. 6).

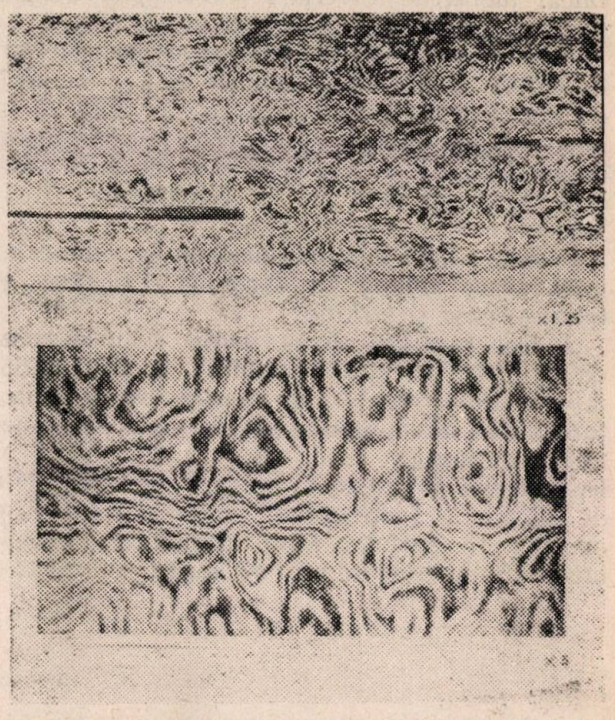


Fig. 6. Desene ondulate de pe tăișul săbiei din oțel de Damasc (din colecția lui Cernov)

Cu ocazia expoziției internaționale de la Paris din anul 1900, Cernov este primit ca un oaspete de seamă. În cuvîntul de primire Paul Montgolifier a zis: „Socotesc drept datoria mea de a declara deschis în fața atîtor specialiști, că uzinele noastre și întreaga turnare a oțelului prin dezvoltarea lor actuală și succesele lor sînt datorate, în mare măsură, lucrărilor inginerului rus Cernov. Vă rog să primiți sincera noastră mulțumire în numele întregii industrii metalurgice".

Între lucrările publicate în acest timp, un mare interes îl prezintă și lucrarea *Despre obținerea directă a oțelului și fierului din furnal*, deoarece în ea a atacat o problemă care și astăzi stă în preocuparea metalurgiștilor din întreaga lume.

Ca urmare a lucrărilor lui Cernov și a școlii lui, ca și cele ale altor savanți ca: Sorby,

Osmond, Robert—Austen, Martens, le Chatelier, Heyn şi alţii, care au dezvoltat şi perfecţionat analiza metalografică, s-a creat aparatura necesară şi a fost adunat un bogat material experimental şi teoretic [6]. Astfel, s-a ajuns către începutul secolului al XX-lea la delimitarea metalurgiei fizice ca o ştiinţă de sine stătătoare, s-au dezvoltat laboratoare metalografice pe lîngă uzine şi institute, au luat un mare avînt cercetările în domeniul structurii metalelor. În această privinţă, în Rusia, pionier a fost colaboratorul lui Cernov la Uzina Obuhov, A. A. Rjeşotarski, care în 1895 a creat primul laborator metalografic, iar peste trei ani a publicat lucrarea: *Cercetări microscopice asupra fierului, oţelului şi fontei.*

În anul 1899 se creează, pe lîngă departamentul de chimie al Societăţii tehnice ruse, o Comisie de metalografie care îşi începe activitatea în 1900 sub preşedinţia lui Cernov, printre primii ei membri fiind A. A. Rjeşotarski, N. S. Kurnakov, A. A. Baikov, A. P. Kurdiumov, N. I. Beliaev.

Cernov a fost membru activ şi de onoare al unui mare număr de societăţi ştiinţifice şi tehnice, ruse şi străine.

A fost membru al Societăţii tehnice ruse, chiar de la infiinţarea acesteia, în anul 1866, iar din 1903 membru de onoare. De la înfiinţare a fost ales preşedintele pe viaţă al Societăţii metalurgice ruse, membru de onoare al Institutului american de mine, vicepreşedintele de onoare al Institutului englez al fierului şi oţelului etc. Astfel, a avut mulţumirea, pe care mulţi alţi savanţi de mai de mult n-au putut-o avea, de a se bucura spre sfîrşitul vieţii de preţuirea contemporanilor.

Îmbolnăvindu-se, însă, în anul 1916, el trebuie să-şi întrerupă parţial activitatea, plecînd la Ialta, în Crimeea, unde-l găseşte Marea Revoluţie şi apoi ocupaţia străină. La propunerea englezilor de a pleca în Anglia, el refuză să-şi părăsească ţara. După eliberare, în timp ce se pregătea întoarcerea lui la Petrograd, în 2 ianuarie 1921 încetează din viaţă, nemaiajungînd să-şi revadă oraşul natal.

Alţi mulţi eminenţi metalurgişti sovietici au continuat opera începută, dezvoltînd mai departe problemele metalografiei tratamentelor termice, turnării şi forjării metalelor.

Activitatea de uzină, ştiinţifică şi didactică a lui D. K. Cernov, şi ceea ce el a realizat cu mari greutăţi, sînt astăzi un exemplu şi un îndemn.

BIBLIOGRAFIE

[1] Gudţov, N. T. *D. K. Cernov i nauka o metallah.* Moscova, Metallurgizdat, 1950.

[2] Kontorovici, I. E. *Terminskaia obrabotka stali i ciuguna.* Moscova, Metallurgizdat, 1950 (*Tratamentul termic al oţelului şi fontei*). Bucureşti, Editura Tehnică, 1953

[3] Colan, H. *Viaţa şi activitatea lui D. K. Cernov — — unul dintre întemeietorii metalurgiei ştiinţifice.* Comunicare la Institutul Politehnic din Cluj-Napoca, 1959.

[4] Colan, H. *120 de ani de la naşterea lui D. K. Cernov.* In: Făclia, R.P.R., 14, 1959, nr. 4050.

[5] Colan, H. *Momente din istoria studiului metalelor şi tratamentelor termice.* In: Metalurgia R.S.R., 40, 1988, nr. 8, p. 418—420.

[6] Colan, H. *Cunoaştere, experiment şi creaţie în istoria ştiinţei metalelor.* In: Cunoaştere, creaţie şi prognoză. Cluj-Napoca, Filiala Academiei, 1978, p. 30—46.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 11, 1989

Sistem de transport pneumatic al prafului, p. 25 — Automatizarea şi telemecanizarea de alimentare industrială cu apă a Combinatului metalurgic Magnitogorsk, p. 26 — Importanţa soluţiilor tehnice la realizarea compoziţiilor oţelurilor şi fontelor rezistente la frig, în U.R.S.S. şi pe plan mondial, p. 28 — — Fabricarea peletelor de crom autoclavizate cu liant de var-silice, p. 29 — — Sistem de microprocesare pentru conducerea agregatului de tratative a oţelului în oală, p. 30 — Creşterea ponderii de deşeuri de prelucrat în cuptoare Martin, p. 31 — Îmbunătăţirea eficienţei de utilizare a plăcilor de la închizătoarele cu sertar la turnarea oţelului, p. 31 — — Calitatea suprafeţei benzilor la recoacerea în cuptoarele cu clopot, p. 32 — — Tratamentul termic al prăjinilor de foraj din grupa de rezistenţă D, p. 33.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 12, 1989

Sudarea automată a elementelor mantalei furnalului, p. 29 — Perfecţionarea tehnologiei de elaborare a oţelului slab aliat, p. 29 — Insuflarea în profunzime a băii cuptoarelor Martin, p. 30 — Luncherit cu o compoziţie nouă, p. 30 — — Avantajele utilizării lingosulfonatului la ungerea lingotierelor, p. 30 — Micşorarea timpului de menţinere a lingourilor în lingotieră şi în cuptorul de încălzire, p. 31 — Conducerea centralizată a regimului de încălzire şi de scoatere a semifabricatelor din cuptorul laminorului 800, p. 32 — Casetă pentru împărţirea longitudinală a laminatului, p. 33 — Dispozitive roentgen de măsurat grosimea, p. 33 — Dispozitiv cu role de contact de măsurat dimensiunea secţiunii laminatelor cu flanşă, p. 34 — — Dispozitiv de măsurat lăţimea tablei în fluxul tehnologic, p. 35.

Ing. Gh. Chițu
I.M.G.B.

Cercetări privind oțelurile inoxidabile martensitice cu 12% Cr

CZ : 669.14.018.8 : 669.112.227.34

În unele ramuri industriale ca energetica, tehnica nucleară, petrochimia ș.a., oțelurile inoxidabile martensitice cu un conținut de cca 12% Cr și 0,12% C au multiple utilizări în realizarea de repere supuse unor solicitări dinamice, statice, termice și la coroziune-eroziune de lungă durată.

Întreprinderea de mașini grele București (I.M.G.B.) este un mare producător de astfel de oțeluri, care se înglobează în turboagregatele, echipamentele pentru centrale nucleare-electrice și alte utilaje pe care le livrează în România sau la export.

În literatura de specialitate sînt date insuficiente pentru fabricarea acestor sortimente de oțel și, de aceea, au fost inițiate cercetări pentru desfășurarea unei producții cu mare certitudine tehnologică și eficiență economică, prin care s-a urmărit realizarea următoarelor obiective principale :

— influența elementelor chimice asupra proprietăților fizico-mecanice ;

— stabilirea compoziției chimice optime, a parametrilor de deformare plastică la cald și de tratament termic, prin care se asigură valorile cele mai ridicate ale proprietăților fizico-mecanice ;

— prescrierea unei tehnologii integrate de fabricare a oțelurilor inoxidabile martensitice cu 12% Cr și 0,12% C.

Din studiile întreprinse pînă în prezent, precum și din producția industrială a I.M.G.B., a rezultat că problemele pe care le ridică aceste mărci de oțel sînt foarte complexe, ceea ce a impus cercetări minuțioase, întrucît s-a constatat că se pot realiza caracteristici superioare celor cunoscute pînă în prezent, dacă se corelează mai bine toți factorii tehnologici, de la elaborare și pînă la tratamentul termic final (de calitate).

În continuare se vor prezenta principalele concluzii care s-au desprins din cercetările efectuate în cadrul I.M.G.B., cu privire la producerea oțelurilor inoxidabile martensitice cu 12% Cr și 1,12% C.

Influența elementelor chimice asupra proprietăților fizico-mecanice

În lucrare se prezintă modul în care pot fi influențate proprietățile fizico-mecanice ale oțelurilor inoxidabile martensitice cu 12% Cr și 0,12% C de către marea majoritate a elementelor chimice detectabile astăzi, în aceste sortimente, cu ajutorul aparaturii moderne din dotarea marilor laboratoare.

Se precizează faptul că oțelurile au fost elaborate în cuptoare electrice de 50 (70) t, tratate într-o instalație de decarburare avansată prin insuflare de O_2 și aport de căldură sub vacuum (de tip VAD—VOD), turnate în lingouri de 3,4 t, forjate în bare cu latura de 200 mm sau cu diametrul de 220 mm și tratate termic.

Multe șarje din oțel s-au prelucrat și în instalații de retopire electrică sub zgură (REZ).

Caracteristicile fizico-mecanice au fost determinate la temperatura de 20°C.

Carbonul este cuprins frecvent între 0,08 și 0,16%.

Asupra rezistenței la rupere Rm, limitelor de curgere R_{p02} și de elasticitate R_{002} și durității HB influența este pozitivă, iar asupra stricțiunii Z este negativă.

Se recomandă valorile de 0,11—0,14%, pînă la care efectul este favorabil și asupra alungirii A și rezilienței (KV), după care aceste proprietăți (de ductilitate și tenacitate) încep să scadă, ca urmare a creșterii cantității de carburi.

Manganul este prescris în general pînă la 1%.

Din cercetările efectuate rezultă un efect pozitiv asupra majorității caracteristicilor (Rm, R_{p02}, R_{002}, HB, A, Z) și nefavorabil asupra KV. Intervalul optim este cuprins între 0,60 și 0,70% (în special pentru reziliență). La conținuturi mai mari de 0,75% Mn, încep să scadă și proprietățile de rezistență (Rm, R_{p02}, R_{002}) și alungirea, deoarece acest element micșorează solubilitatea C în soluția solidă de interstiție și favorizează constituirea (precipitarea) în mai mare măsură a carburilor.

Siliciul mărește Rm, R_{p02}, R_{002}, HB, Z și puțin KV, pentru conținuturi pînă la 0,30%, după care aceste proprietăți încep să se micșoreze. Alungirea este continuu descrescătoare.

Se indică un conținut de Si mai mare de 0,06%, dar nu peste 0,40%. Domeniul cel mai bun este cuprins între 0,20 și 0,30 (0,35)%. Se practică și Si de 0,50 (0,60)% dar, acest element, prin dizolvarea în ferită, durifică soluția solidă, iar ca o consecință negativă, scade, în primul rînd, ductilitatea A, Z și tenacitatea KV.

Fosforul, în mică măsură și numai pînă la conținuturi de 0,020%, influențează favorabil Rm, R_{p02}, R_{002}, și HB. În schimb A, Z, KV scad permanent, iar de la valoarea indicată mai sus, efectul este negativ și asupra Rm,

HB. Pentru aceste considerente, P se va limita la concentraţii de max. 0,012 (0,015)% pentru oţelurile inoxidabile martensitice la care se doreşte o rezistenţă mai mare de 5 Daj, *Rm* peste 70 DAN/mm² şi *H* minimum 220 unităţi Brinell.

Sulful contribuie la diminuarea tuturor proprietăţilor fizico-mecanice.

Conţinutul în aceste oţeluri nu va depăşi 0,008 (0,010)%.

Cromul este prevăzut în astfel de oţeluri între 11 şi 14%. Din cercetări a rezultat o creştere a *Rm*, R_{p02}, R_{002} şi *HB* şi o micşorare a *A*, *KV* şi parţial *Z* (care după 11,8% Cr începe să crească).

Avînd în vedere şi rezistenţa la coroziune, ecartul recomandabil este cuprins între 11,8 şi 12,3%. Aceste conţinuturi asigură ca după tratamentul termic secundar (final) structura oţelului să fie monofazică (martensitică).

Nichelul măreşte proprietăţile de rezistenţă şi duritate (*Rm*, R_{p02}, R_{002}, *HB*) şi le micşorează pe cele de ductilitate şi tenacitate *A*,*Z*, K, V), prin favorizarea precipitării carburilor (în special a celei de Cr) ca urmare a descreşterii solubilităţii C în constituentul de bază (şi coborîrii punctelor de transformare). Optim este domeniul de 0,35—0,40% Ni. În unele sortimente asemănătoare este prevăzut ca Ni să nu depăşească 0,50 (0,60)%.

Molibdenul are aproximativ aceeaşi influenţă ca şi Ni, mărind *Rm*, R_{p02}, R_{002} şi parţial *HB*, concomitent cu o reducere a *A*, *Z*, *KV*, prin durificarea soluţiei solide de către precipitatele de carburi stabilizare de acest element.

Se recomandă să se limiteze conţinutul de Mo la maximum 0,07%, deşi în practica industrială se admit valori pînă la 0,20%.

Aluminiul influenţează favorabil *Rm*, R_{p002}, R_{002}, *HB* şi parţial *KV*, iar *A* şi *Z* se micşorează pe măsura creşterii conţinutului de Al. Chiar şi *Rm* descreşte la valori mai mari de 0,010%.

Nivelurile cele mai ridicate ale proprietăţilor fizico-mecanice se obţin pentru o plajă de 0,004—0,010% Al (fig. 1). Se aminteşte că multe norme nu precizează valori pentru Al, iar în unele situaţii se limitează numai superior la 0,015%.

Grăuntele austenitic ereditar

Din cercetări rezultă o corelaţie între conţinutul de Al şi grăuntele austenitic ereditar, care are un efect pozitiv asupra tuturor caracteristicilor fizico-mecanice, pînă la ordinul de mărime (punctaj) 6—7 (determinat conform ASTM E 112), după care acestea încep să scadă. Concluzia este că aceste oţeluri au proprietăţi bune de rezistenţă-duritate şi ductilitate-tenacitate pentru grăunte fin, punctaj 5—7.

Arsenul are oarecare aport la creşterea *Rm*, R_{p02}, R_{002}, *HB*, pînă la valori de cca 0,012%, dar influenţează negativ *A*, *Z*, *KV*.

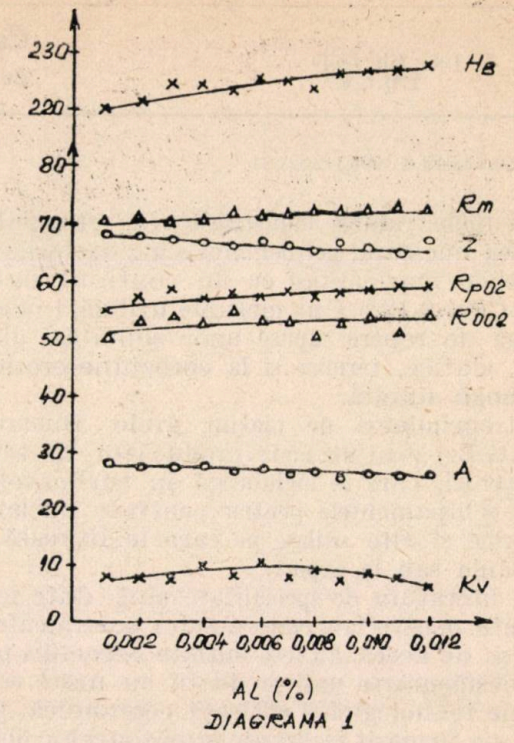


Fig. 1. Influenţa conţinutului de Al asupra proprietăţilor fizico-mecanice ale oţelului inoxidabil cu 12% Cr

Se recomandă să nu se depăşească 0,010% (maximum 0,015%). În unele ţări se prescriu niveluri pînă la 0,020%. Pentru ca oţelul să fie ductil şi tenace, se va urmări elaborarea acestuia cu As cît mai jos posibil.

Borul nu are o influenţă concludentă asupra proprietăţilor acestor oţeluri, fiind asemănătoare granulaţiei austenitice, cu efect pozitiv asupra *HB*, *A*, *Z*, *KV* pentru concentraţii mai mici de 0,001% şi cu diminuarea *Rm*, R_{p02}, R_{002}, pe măsura creşterii conţinutului de B.

Avînd însă în vedere şi faptul că îmbunătăţeşte comportarea la fluaj (la temperaturi ridicate), B se va doza în oţelul inoxidabil martensitic între 0,0005 şi 0,0020%.

Cobaltul are o comportare controversată, acţionînd favorabil asupra R_{002}, *Z*, *KV* şi diminuînd *Rm*, R_{p02}, *HB* şi *A*, deşi durifică soluţia solidă. Se recomandă să nu depăşească 0,010%, mai ales atunci cînd oţelul este utilizat pentru fabricarea de echipamente destinate centralelor nuclearo-electrice, care lucrează în zona circuitului primar, deoarece Co se activează în timpul funcţionării şi devine radioactiv.

Cuprul influenţează nefavorabil majoritatea proprietăţilor (*Rm*, R_{02}, *BH*, *A*, *Z*, *KV*). Aproape nesemnificativă este acţiunea asupra R_{002} (uşor pozitivă). Efectul negativ Al Cu asupra caracteristicilor fizico-mecanice se poate explica (parţial) prin acţiune de supraîmbătrînire asupra oţelului respectiv, ca urmare a creşterii numărului de particule precipitate. Se recomandă restricţionarea Cu la 0,10 (0,15)%

pentru a avea o bună rezilienţă. În unele ţări (România, S.U.A.) se admit 0,20 sau chiar 0,30% Cu.

Niobiul îmbunătăţeşte Rm, R_{p02}, R_{002}, HB şi micşorează A, Z, KV, probabil datorită favorizării precipitării fazelor intermetalice, din care motiv, se pare, că trebuie limitat la 0,010%. Asupra proprietăţilor de ductilitate A, Z şi tenacitate KV s-a constatat un aport favorabil pînă la conţinuturi de 0,0060%.

Influenţa Nb asupra caracteristicilor fizico-mecanice ale oţelurilor inoxidabile martensitice trebuie încă studiată şi corelată, în ansamblu, şi cu rezistenţele la coroziune şi fluaj, pe care le măreşte (în special la cald).

Plumbul, după cum rezultă din cercetările efectuate la I.M.G.B., diminuează majoritatea caracteristicilor mecanice (Rm, R_{p02}, R_{002}, HB, A, KV), cu excepţia Z, care creşte pentru valori pînă la 0,010%. Pentru aceste considerente, astfel de mărci de oţel nu vor conţine Pb peste 0,010%, nivel prescris şi în alte ţări.

Stibiul are o influenţă pozitivă (parţial) asupra proprietăţilor de rezistenţă – duritate (Rm, Rp_{02}, R_{002}, HB) dar pentru valori de pînă la 0,0030% şi micşorează continuu ductilitatea — tenacitatea A, Z, KV.

Se propune să nu se depăşească nivelul de 0,0020 (0,0030)%, limită admisă şi în practica din S.U.A. Normele de stat nu restricţionează acest element.

Staniul se comportă aproximativ ca şi stibiul, crescînd uşor Rm, R_{p02}, R_{002} şi HB pînă la conţinuturi de cca 0,010% şi micşorînd A, Z, KV. Ca şi la alte elemente (Al, As, Co, Nb, Pb, Sb, Ta ş.a.) normele, în general, nu prevăd limite maxime (sau minime) dar, din cercetările efectuate, rezultă că Sn, în astfel de oţeluri, este indicat să nu depăşească 0,010%, avînd în vedere tendinţa acestui element de fragilizare în timp a oţelului.

Tantalul, în mod surprinzător, are o comportare puţin diferită de aceea a niobiului şi cu influenţe mai puţin semnificative, crescînd foarte puţin Rm, R_{p02}, R_{002}, Z şi diminuînd continuu HB, A, KV. Pentru a nu se coborî duritatea sub 220 HB se va urmări ca oţelul să nu conţină Ta mai mult de 0,010%.

Titanul are aceeaşi influenţă ca şi tantalul. Avînd în vedere faptul că Ti se dizolvă în carburile precipitate pe care le stabilizează, în oţelurile inoxidabile martensitice la care se doreşte o energie la rupere KV mai mare de 5 Daj, se va restricţiona conţinutul acestui element la max. 0,007%.

Vanadiul produce o durificare secundară prin stabilizarea diverselor carburi şi, ca urmare, efectul este aproximativ identic molibdenului, crescînd Rm, R_{p02}, R_{002} şi HB şi micşorînd A, Z, KV. Se recomandă valori mai mici de 0,030% în aceste oţeluri.

Wolframul în general are o uşoară influenţă pozitivă asupra Rm, R_{p02}, R_{002}, HB, Z şi parţial KV, iar A o micşorează. Valoarea admisibilă este de 0,030%, deoarece la conţinuturi mai mari intensifică precipitarea carburilor şi durifică secundar soluţia solidă. Normele din România, pentru o gamă mai largă de astfel de sortimente, prevăd ca W să nu depăşească 0,020%.

Influenţa gazelor

Hidrogenul remanent în oţel după efectuarea tratamentului termic secundar, determinat în probele pentru încercări mecanice, influenţează negativ toate proprietăţile de rezistenţă, duritate, ductilitate, tenacitate. În jurul valorii de cca 1,2 $cm^3/100$ g oţel, rezultă o ameliorare a caracteristicilor, după care scad din nou. Din aceste considerente, H_2 remanent se va situa sub 1,2 $cm^3/100$ g.

Azotul în oţelul inoxidabil martensitic are o comportare „pro şi contra". Astfel, Rm, R_{p002}, R_{002} şi A sînt influenţate pozitiv pînă la concentraţii de 200—250 ppm. În ceea ce priveşte HB şi KV efectul nu este prea concludent. Se pare că pînă la valorile de mai sus, duritatea şi rezilienţa cresc (puţin), după care toate proprietăţile fizico-mecanice scad. Asupra Z (stricţiunea) influenţa este total negativă.

Se recomandă ca în aceste sortimente de oţel, N_2 să se situeze între 150 şi 300 ppm (max. 400 ppm). În orice caz, nu se va depăşi nivelul de 600 ppm N_2, deoarece scad extrem de mult KV, Z, A şi chiar rezistenţa la coroziune, ca urmare a separării nitrurilor de Fe (fig. 2). Valoarea de 400 ppm este admisă şi în alte ţări (ex. S.U.A.)

Oxigenul influenţează negativ toate proprietăţile fizico-mecanice. Se va urmări ca în aceste oţeluri, O_2 să se situeze întotdeauna sub 100 ppm. Peste acest nivel HB are valori disperse, iar celelalte caracteristici sînt mult inferioare.

Tratamentul oţelului lichid în vacuum

Toate sortimentele de astfel de oţeluri au fost tratate, în cadrul producţiei industriale, într-o instalaţie VAD—VOD de 60 t, degazarea finală efectuîndu-se la presiuni de 0,5—20 torr. S-a constatat o înrăutăţire a tuturor proprietăţilor fizico-mecanice o dată cu creşterea presiunii în instalaţie. Cele mai bune rezultate s-au obţinut în cazul în care oţelurile au fost degazate în vacuum sub 1 torr (0,5—0,7 torr). Se recomandă să nu se depăşească 10 torr, deoarece în cazul degazării oţelului la presiuni de 20 torr, comparativ cu 0,5 (0,7) torr, caracteristicile au valori mai mici cu 2—30%, cel mai mult fiind afectată tenacitatea KV.

Temperatura de turnare

Aceste oţeluri au temperatura lichidus de cca 1500°C. Temperaturile măsurate în oală, la începutul turnării, s-au situat între 1 560 şi 1 600 °C. A rezultat o influenţă favorabilă a temperaturii asupra proprietăţilor fizico-mecanice, pînă la valori de 1 590°C (fig. 3).

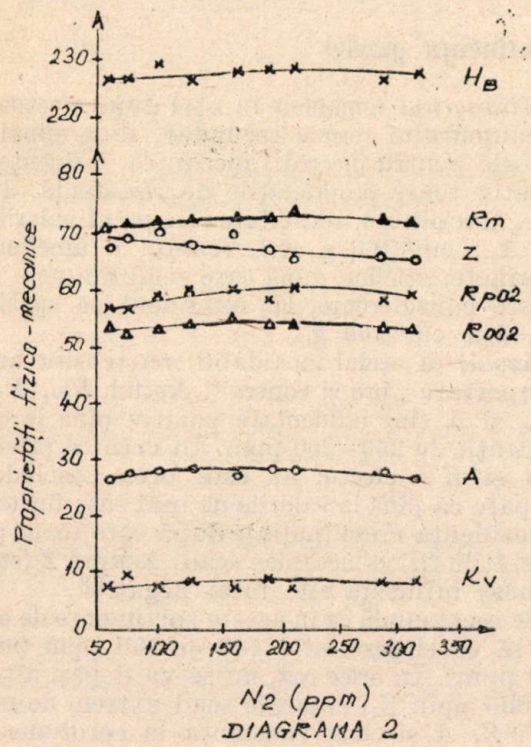


Fig. 2. Influenţa N_2 asupra proprietăţilor fizico-mecanice

Pentru aceste considerente, optim este ca supraîncălzirea peste punctul lichidus să fie de 80—90°C, în momentul începerii scurgerii oţelului din oală în ansamblul de turnare.

De asemenea, se recomandă turnarea indirectă (la sifon) a lingourilor şi protejarea cu argon a jetului de oţel.

Puritatea microscopică

Toate caracteristicile mecanice sînt influenţate negativ de incluziunile nemetalice conţinute de oţelurile acestea. La şarjele de oţel care s-au purificat prin REZ, nivelul incluziunilor de silicaţi a fost mai redus cu cca 30% (determinare conform ASTM—E 45, metoda D). Pentru realizarea unor proprietăţi superioare la oţelurile inoxidabile martensitice cu 12% Cr şi cca 0,12% C, se recomandă următoarele valori maxime pentru incluziunile nemetalice (scara fină şi grosieră): A (sulfuri) = = 1,5; B (aluminaţi) = 1; C (silicaţi) = 1,5 şi D (oxizi globulari) = 1,5.

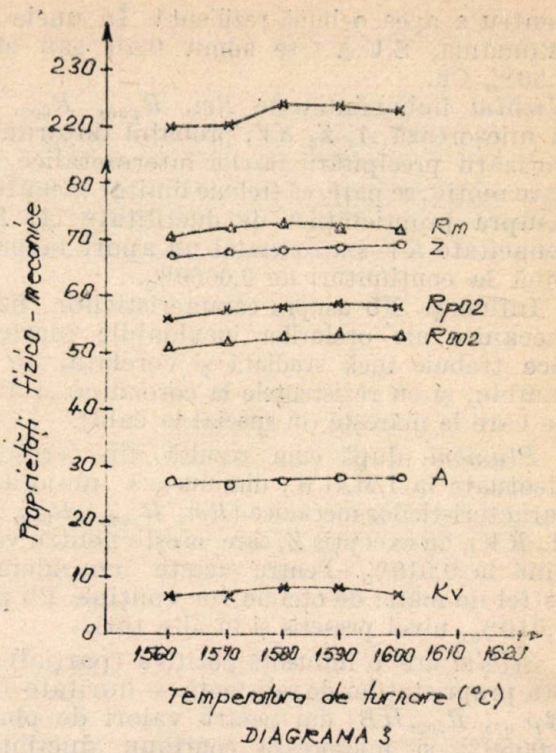


Fig. 3. Influenţa temperaturii de turnare asupra proprietăţilor fizico-mecanice

Influenţa parametrilor de forjare

Comportarea la forjare a acestor oţeluri este în general bună, dacă sînt controlaţi unii factori determinanţi şi se respectă prescripţiile enumerate în continuare (ca rezultat al cercetării efectuate la I.M.G.B.), în vederea realizării unor caracteristici fizico-mecanice superioare.

Astfel, lingourile trebuie preluate de la oţelărie în stare caldă (700—1 000°C) şi introduse în cuptoare, care au aproximativ aceeaşi temperatură. În alte condiţii, lingourile se vor răci foarte încet în lingotiere (ferite de curenţi de aer) sau în gropi acoperite şi izolate termic cînd se stripează la 800—900°C şi se menţin pînă la temperatura mai mică de 100°C. La secţiile pentru prelucrare la cald (forja sau laminoare) lingourile reci se introduc în cuptoare cu temperatura de max. 200°C şi se încălzesc împreună, cu viteză mică (cca 0,5°C/min).

Temperatura de încălzire pentru forjare va fi limitată la un ecart mic de 1 000—1 150°C. Încălzirea la temperatură mai ridicată şi prelungită (1 200°C) duce la apariţia feritei delta, δ, care se menţine şi după tratamentul termic final, cu efecte negative asupra rezilienţei KV şi uneori şi asupra durităţii *HB*.

Forjarea se va executa numai după ce oţelul s-a omogenizat pe întreaga secţiune şi se va finaliza pînă la temperatura de 900°C (850°C) după care piesele se colectează într-un cuptor

cald (700—800°C), în vederea efectuării tratamentului termic de regenerare a structurii.

Din cercetările I.M.G.B. rezultă ca necesar un coroiaj final de ordinul 3—4.

După forjare, piesele colectate în cuptor se încălzesc cu o viteză mai redusă de 100°C/h, pînă la temperatura de 1 030—1 050°C, se menţin 1 min/mm pentru terminarea transformării în toată masa de oţel, se translează vatra şi se răcesc în aer liniştit.

După această normalizare, dacă este necesar, se va efectua un tratament de recoacere, în vederea reducerii durităţii pentru prelucrarea prin aşchiere şi pentru a se obţine o structură globulară (medie). În acest scop, piesele se încălzesc la 760—780°C, cu o viteză de 0,5—0,6°C/min se menţin cca 3 min/mm pentru egalizarea temperaturii, după care se răcesc încet (cca 0,8°C/min).

În cazul în care după forjare nu se efectuează tratamentul preliminar, piesele se vor răci tot cu viteză redusă, de preferat dirijat — în cuptor, fără curenţi de aer, pentru a se evita autocălirea, care poate duce la fisuri, deformări etc. Răcirea dirjată după forjare este obligatorie pînă la temperatură sub 150°C, deoarece, la aceste oţeluri, punctul de transformare finală a martensitei (Mf) are valori cuprinse între 180 şi 222°C.

Punctele de transformare

Pentru realizarea unor tratamente termice eficiente se va avea în vedere că la oţelurile inoxidabile martensitice cu 12% Cr şi 0,12% C, punctele de transformare determinate în laboratoarele I.M.G.B. au următoarele valori:

$$A_{C1} = 788-860°C; \quad A_{C3} = 844-930°C;$$

$$M_s = 310-345°C; \quad M_f = 108-222°C.$$

Rolul tratamentului termic final (de calitate)

Din cercetările efectuate a rezultat că asupra proprietăţilor fizico-mecanice ale oţelurilor inoxidabile martensitice cu 12% Cr şi 0,12% C, au influenţă o multitudine de factori, între care tratamentul termic are rolul preponderent.

Se menţionează faptul că după tratamentul termic, oţelul are în structură martensită de revenire şi carburi dispersate în masa de bază. Destul de rar s-a evidenţiat şi ferită δ amplasată în şiruri, constituent total nedorit şi care se poate evita dacă la încălzirea pentru forjare (sau altă operaţie de prelucrare la cald) temperatura se va situa sub 1180(1 200)°C şi nu se va depăşi durata de menţinere pentru egalizarea la astfel de valori.

Concluzii

Din cercetările efectuate în cadrul I.M.G.B., a rezultat că la oţelurile inoxidabile martensitice cu 12% Cr şi 0,12% C, se pot realiza proprietăţi fizico-mecanice superioare celor prescrise de normele interne şi internaţionale, ceea ce duce la extindere domeniilor de utilizare şi la reducerea consumului de metal cu 6—8%, prin reconsiderarea dimensiunilor şi creşterea duratei de serviciu (exploatare) a pieselor fabricate din aceste sortimente (palete şi scuturi de turbine, armături industriale care lucrează în unele medii corosive, piese la cazane de abur etc.).

Pentru asigurarea unei producţii cu mare certitudine şi eficienţă, şi a unor produse cu o mare fiabilitate, se recomandă întocmirea unei tehnologii integrate, în care să fie cuprinşi parametrii de lucru descrişi, cum sînt:

— elaborarea oţelului la analiza chimică optimă;

— prelucrarea oţelului lichid într-o instalaţie de metalurgie în oală şi purificarea metalului prin REZ, RAV sau turnare sub vid mai mic de 1 torr, în vederea creşterii coeficientului de scoatere cu minimum 25%;

— forjarea se va efectua la un coroiaj final de ordinul 3—4, iar temperatura de încălzire nu va depăşi 1 150°C, pentru a se evita separarea feritei δ, care se dispune în şiruri şi micşorează mult tenacitatea KV;

— tratamentul termic final, care este un factor determinant al caracteristicilor fizico-mecanice, trebuie riguros controlat (această fază a cercetării se va prezenta într-un articol viitor);

— valorile cele mai ridicate ale caracteristicilor fizico-mecanice la astfel de sortimente de oţel (12% Cr şi 0,12% C) se pot realiza, în mod constant, numai prin respectarea complexului de factori stabiliţi în cadrul acestei lucrări.

BIBLIOGRAFIE

[1] Vacu, Silvia, Rizescu, C., Ursu, V., Dobrescu, M. ş.a. *Elaborarea oţelurilor aliate*, vol. I, Bucureşti, Editura Tehnică, 1980.

[2] Constantinescu, G. *Oţeluri inoxidabile şi refractare*, O.I.D.—M.A.G.F., Bucureşti, 1982.

[3] Truşculescu, M. şi Ieremia, A. *Oţeluri inoxidabile şi refractare*, Timişoara, Editura Facla, 1983.

[4] Irvin, K. J., Crowe, D. J. şi Pickering, F. B. *Metalurgia fizică a oţelurilor cu 12% Cr.* În: Journal of Iron and Steel Institute, S.U.A., 1960.

[5] Blondeau, R., Pont, G. şi Viellard-Baron, B.: *Avantages économiuqes et métallurgiques du procède de laminage controlé*, dans *la fabrication de toles en acier à haute limite d'élasticité.* În: Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 3, 1979.

[6] Ik-Min, Park şi Toshio, Fujita: *Microstructura şi proprietăţile de lungă durată de rupere la fluaj ale oţelurilor rezistente la cald cu 12% Cr.* Comunicare la Universitatea din Tokio, 1981.

Încărcarea prin sudare mecanizată a suprafețelor de etanșare de la armăturile industriale

Dr. ing. T. Subu, ing. C. Olariu și ing. R. Reinert
I.S.I.M. Timișoara

CZ : 621.646

Încărcarea prin sudare se utilizează la fabricarea armăturilor industriale pentru realizarea suprafețelor lor de etanșare din materiale care trebuie să confere caracteristici bune de ghidare și etanșeitate, la viteze de alunecare de pînă la 25 m/s și la presuni de pînă la 100 N/mm².

În lucrare se prezintă rezultatele cercetărilor pentru elaborarea unei tehnologii de încărcare mecanizată, de mare productivitate, a suprafețelor de etanșare a armăturilor industriale, utilizînd echipamente și materiale de adaos fabricate în România.

Aspecte tehnologice. Cerințele impuse suprafețelor de etanșare ale armăturilor industriale care lucrează în fluide slab corosive, neexplozive și nenocive sînt : concentrația de crom să fie mai mare sau cel puțin 12%; duritatea să fie de minimum 250 *HB*; diferența de duritate dintre suprafețele de etanșare în contact să fie de minimum 50 *HB*.

Caracteristicile materialelor depuse prin sudare, respectiv a suprafețelor de etanșare, sînt influențate de mai mulți factori prezentați în figura 1.

Materialele de bază și tipul materialelor de adaos au fost alese în funcție de condițiile de exploatare a armăturilor. Procedeul de sudare care permite utilizarea materialelor de adaos fabricate în România, care satisfac caracteristicile impuse, este sudarea cu sîrmă sub strat de flux. Acest procedeu cu rată de depunere mare la sudare (kg metal depus/h) prezintă și avantajul posibilității înglobării lui într-un proces mecanizat de fabricare a armăturilor. Dar energia ridicată a arcului, specifică procedeului, nu duce numai la ridicarea ratei de depunere ci și la o retopire pronunțată și nedorită a materialului de bază, avînd în vedere faptul că se urmărește obținerea caracteristicilor suprafețelor de etanșare la o grosime cît mai mică a stratului depus prin sudare.

La o grosime a metalului depus de 2 mm, pentru a avea un conținut minim de 12% Cr pe suprafața de etanșare, diluția admisă, calculată cu relația (1), este de 20% :

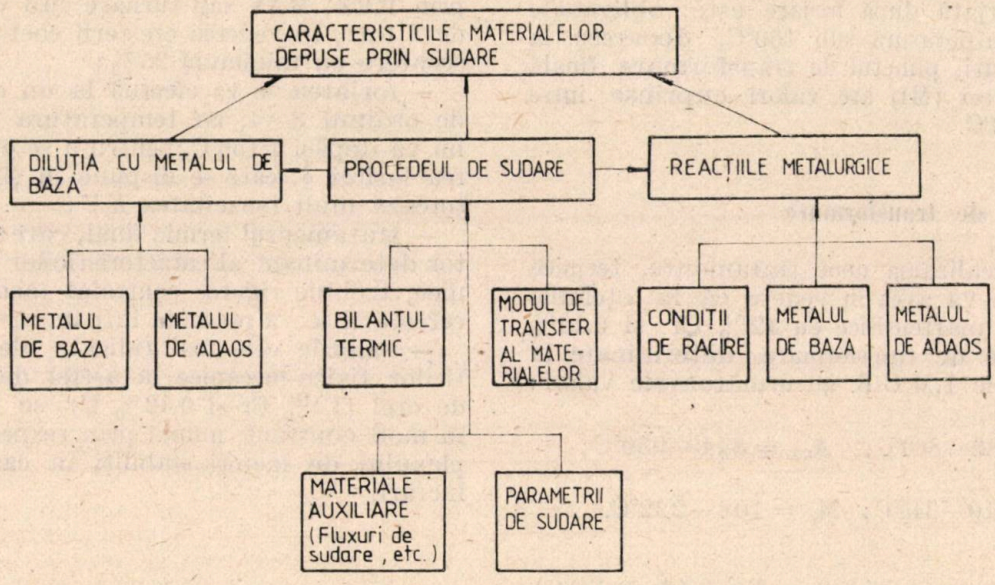


Fig. 1. Factorii de influență asupra caracteristicilor materialelor depuse prin sudare

$$C_{tn} = (C_{MB} - C_{MA}) \cdot a^n + C_{MA} \qquad (1)$$

unde :

C_{tn} este concentrația teoretică a elementului analizat în stratul n;

C_{MB} — concentrația elementului analizat în metalul de bază;

C_{MA} — concentrația elementului analizat în metalul de adaos;

a — diluția metalului despus prin sudare cu metalul de bază;

n — numărul de straturi depuse.

Relația (1) este valabilă pentru fluxuri de sudare neutre din categoria cărora face parte și cel existent pentru încărcarea prin sudare a armăturilor.

Valorile de calcul determinate din analiza materialelor de sudare și utilizate pentru elementul Cr la o depunere într-un singur strat au fost: $C_{MA} = 15\%$; $C_{MB} = 0{,}15\%$; $C_{tn} = 12\%$.

Diluția minimă care se poate obține la sudarea sub strat de flux cu o sîrmă este însă 40%. Din acest motiv, s-a implementat un nou procedeu de sudare sub strat de flux la fabricarea armăturilor, care utilizează două sîrme de sudare care, printr-o conectare adecvată la sursa de sudare și printr-o poziționare reciprocă variabilă, creează posibilitatea reducerii diluției metalului depus (fig. 2).

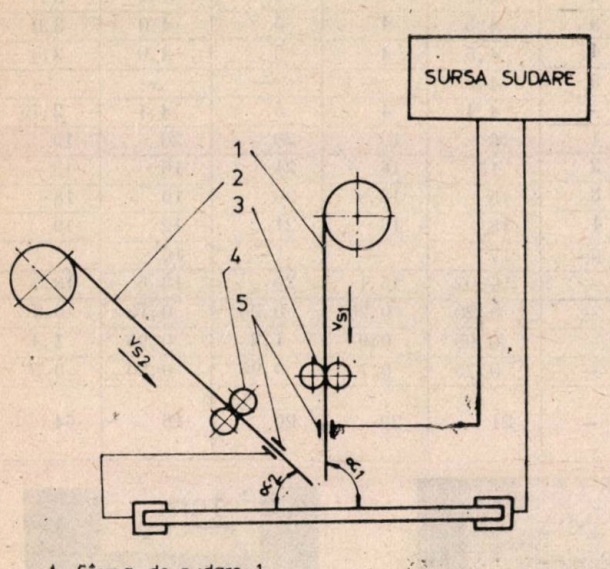


Fig. 2. Schema de principiu a procedeului de sudare sub strat de flux cu două sîrme

Sîrma 1 se interconectează între sursa de sudare și piesă sub un unghi $\alpha_1 = 90°$, iar sîrma 2 este legată la potențialul piesei fiind poziționată sub un unghi $\alpha_2 = 30-50°C$. Prin această interconectare se formează două arce între sîrma 1 și piesă respectiv sîrma 1 și sîrma 2. Rezultă micșorarea cantității de energie, din totalul existent, pentru retopirea materialului de bază în favoarea utilizării ei pentru topirea materialului de adaos (sîrma 2).

Mărimea curentului de sudare prin sîrma 2 depinde de poziția reciprocă a sîrmelor față de piesă și de viteza de avans a acesteia. Pentru a avea un proces de sudare, stabil viteza sîrmei 1 (v_{s1}) trebuie să fie mai mare sau egală cu cea a sîrmei 2 (v_{s2}), iar diametrul sîrmei 1 mai mare sau egal ca cel al sîrmei 2.

Stabilitatea procesului de sudare și calitatea depunerii mai depind și de polaritatea sîrmei lor. Prin legarea sîrmei 1 la polul minus al sursei de sudare are loc o ardere mai puțin stabilă a arcelor, existînd însă avantajul unui randament de depunere mai mare.

Stabilitatea admisibilă a procesului de sudare, condiționată de lipsa defectelor în materialele depuse prin sudare, determină și limitele de diminuare a diluției, prin dirijarea diferențială a energiei pentru topirea sîrmei 1 și 2, respectiv a metalului de bază.

În tabelul 1 sînt prezentate elementele geometrice, indicate în figura 3, și diluția calculată pentru depuneri prin sudare cu două sîrme (probele $2S_1 - 2S_4$) comparativ cu depuneri realizate cu o sîrmă (proba 1S).

Se observă posibilitatea obținerii unor valori ale diluției cuprinse între 16 și 22% la sudarea cu două sîrme față de 60% la sudarea cu o sîrmă. Acest lucru este pus în evidență în figurile 4 și 5 care reprezintă macrostructurile pentru două rînduri de sudare realizate cu cele două procedee.

În figurile 6 și 7 se prezintă suprafețele de etanșare ale unei armături încărcate prin sudare.

Parametrii de sudare stabiliți și utilizați la realizarea acestor suprafețe de etanșare, folosind sîrma de sudare S12MoCr170 – STAS 1126/88 în cuplu cu fluxul FB 001 – CMCT – – CS619/84, sînt următorii: curentul de sudare total: $I = 450$ A; curentul de sudare prin sîrma 2: $I_2 = 200$ A; tensiunea arcului: $U = 32$ V; viteza de sudare: $v_3 = 40$ cm/min; unghiul de înclinare a sîrmei 2: $\alpha_2 = 30°C$; polaritatea sîrmei 1: +; polaritatea sîrmei 2: –;

Acești parametri s-au utilizat pentru diametrul sîrmei 1 de 4 mm și pentru diametrul sîrmei 2 de 3,25 mm.

În figurile 8 și 9 sînt prezentate diagramele de variație a procentului de Cr, în funcție de grosimea metalului încărcat pentru depunere cu o sîrmă respectiv cu două sîrme.

Durităților măsurate pe suprafețele de etanșare prelucrate s-au situat în domeniul cuprins între 250 și 350 *HB*.

Diferența de duritate între suprafețele de etanșare in contact s-a realizat prin modificarea parametrilor de sudare, cu efect asupra compoziției chimice a metalului depus și prin urmare a durității acestuia.

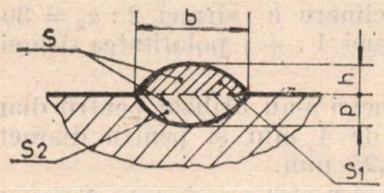
Echipamentul de încărcare prin sudare a armăturii. Instalațiile de sudare cu sîrmă sub flux din fabricația curentă nu permit alpicarea procedeului de încărcare prin sudare a armăturilor. Din acest motiv, a fost realizată la I.S.I.M. Timișoara o instalație specializată, prezentată în figurile 10 și 11.

Caracteristicile tehnice principale ale acestei instalații sînt: curentul de sudare: max. 1000 A la DA 60%; diametrul sîrmelor de sudare: 2,5+4 mm; viteza de deplasare: 0,12–12 m/min.; data depunerii: max. 25 kg/h.

Tabelul 1

Elementele geometrice măsurate şi diluţia calculată pentru depuneri prin sudare cu una şi două sîrme

Elementele geometrice măsurate	Valorile	Numărul probei	Marcajul probei				
			$2S_1$	$2S_2$	$2S_3$	$2S_4$	1S
Pătrunderea, *P*, mm	măsurată	1	2,1	2,0	2,3	1,2	7,8
		2	1,9	1,8	1,9	0,5	7,2
		3	1,4	1,5	1,9	0,0	6,7
		4	1,2	1,4	1,8	0,0	6,5
		5	0,9	—	—	—	—
	media	—	1,50	1,62	1,37	0,42	7,06
Suprainălţarea, *h*, mm	măsurată	1	4,5	4	5	4,0	2,5
		2	4,0	4	5	4,5	3,0
		3	4,5	4	5	4,0	3,0
		4	4,5	4	5	4,0	2,5
		5	4,5	—	—	—	—
	media	—	4,4	4	5	4,1	2,75
Lăţimea rîndului, *b*, mm	măsurată	1	16	16	20	20	19
		2	15	16	21	16	18
		3	15	16,5	20	19	18
		4	18	16	21	12	19
		5	17	—	—	16	—
	media	—	16,02	16,1	20	18,6	18,5
Secţiunea rîndului datorită M.B. (S_2), cm²	măsurată	—	0,20	0,20	0,25	0,15	0,9
Secţiunea rîndului datorită M.A. (S_1), cm²	măsurată	—	0,95	0,9	1,2	0,95	1,4
Secţiunea rîndului (S), cm²	măsurată	—	0,75	0,7	0,95	0,80	0,5
Diluţia : $\frac{S_2}{S}$ 100	calculată	—	21	22	20	16	64



b - lăţimea rîndului (mm)
h - suprainălţarea rîndului (mm)
p - pătrunderea rîndului în M.B (mm)
S - secţiunea totală a rîndului (mm²)
S_1 - sect. datorită metalului de adaos
S_2 - sect. datorită metalului de bază

$$A = \text{diluţia} = \frac{S_2}{S} \cdot 100\ (\%)$$

Fig. 3. Elementele geometrice ale rîndului depus prin sudare

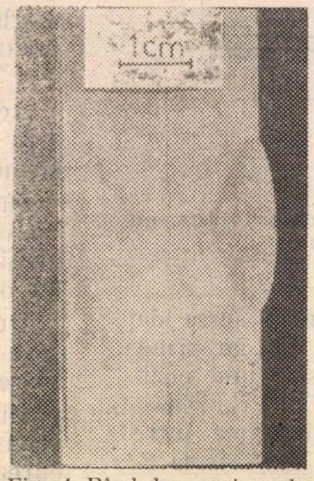


Fig. 4. Rînd depus prin sudare sub strat de flux cu o sîrmă

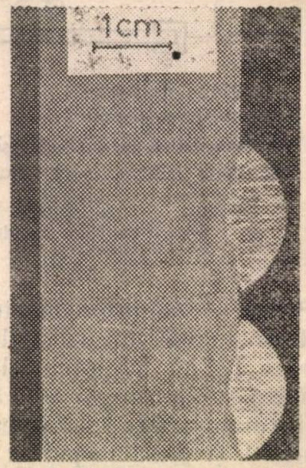


Fig. 5. Rînd depus prin sudare sub strat de flux cu două sîrme

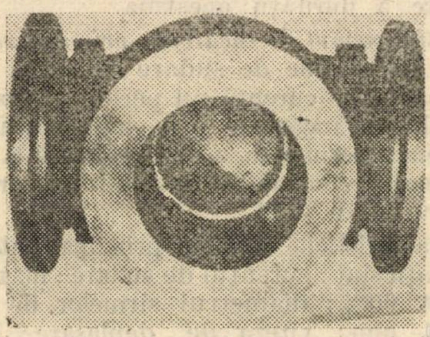


Fig. 6. Corp de armătură cu suprafaţa de etanşare încărcată prin sudare

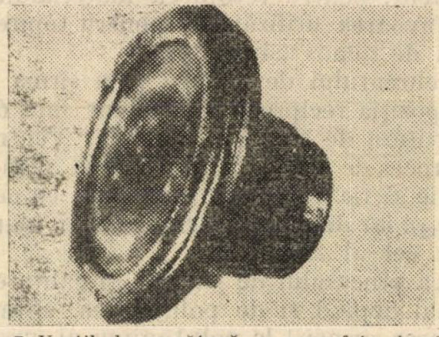


Fig. 7. Ventil de armătură cu suprafaţa de etanşare încărcată prin sudare

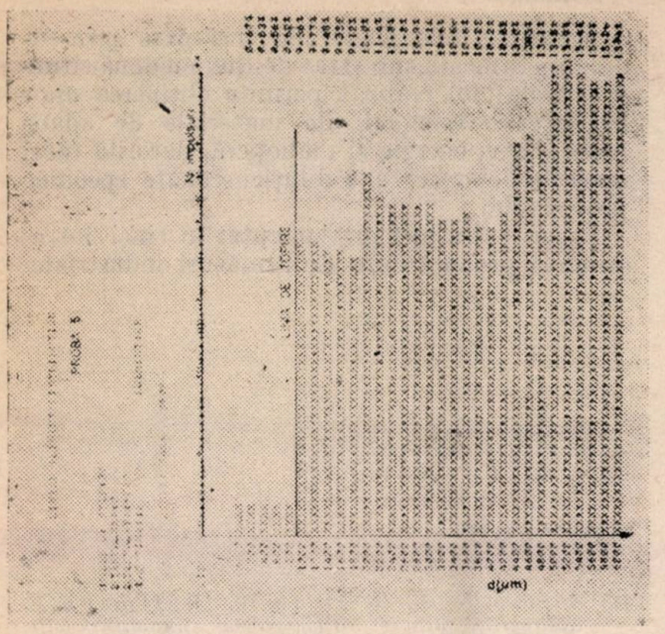


Fig. 8. Diagrama de variație a procentului de Cr în depunerea realizată prin sudare sub flux cu o sîrmă

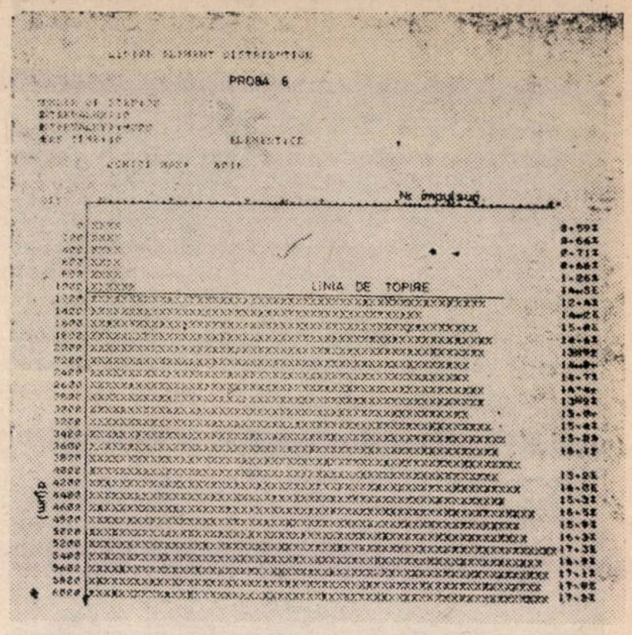


Fig. 9. Diagrama de variație a procentului de Cr în depunerea realizată prin sudare sub flux cu două sîrme

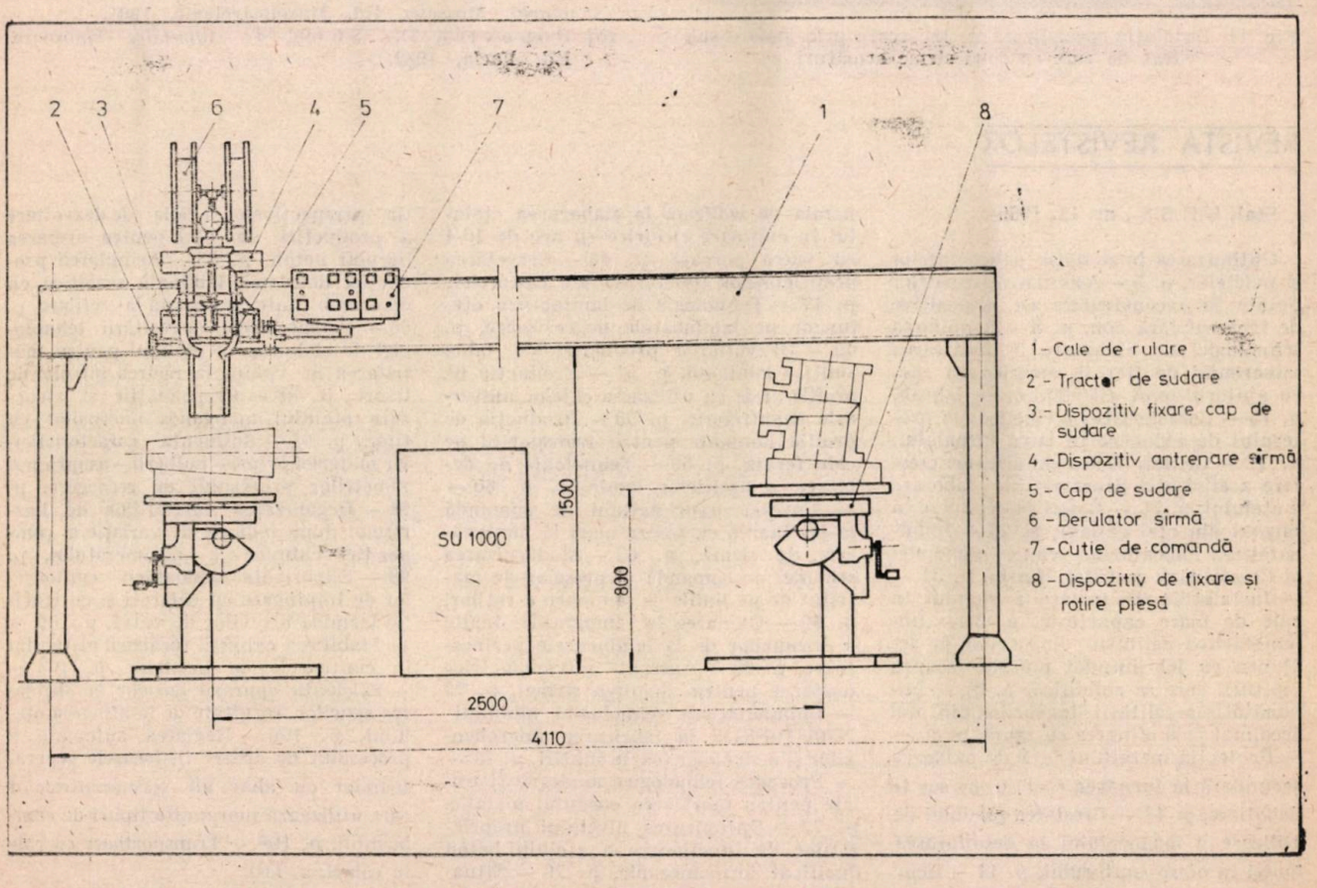


Fig. 10. Schema instalației specializate de încărcare prin sudare sub strat de flux cu două sîrme pentru armături

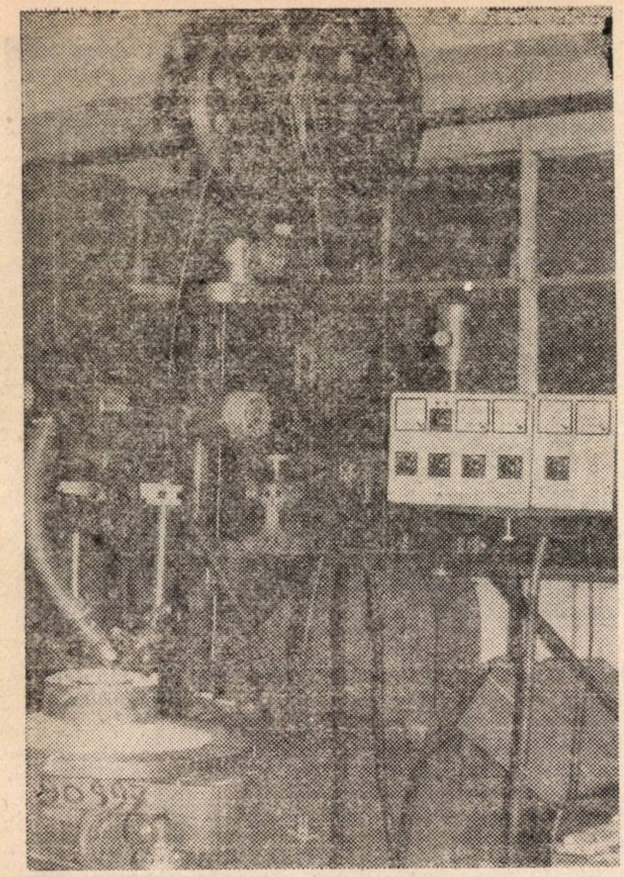


Fig. 11. Instalaţia specializată de încărcare prin sudare sub strat de flux cu două sîrme armături

Concluzii

Aplicarea tehnologiei de încărcare prin sudare mecanizată sub strat de flux cu două sîrme şi a utilajului realizat permite obţinerea unor importante economii de materiale de adaos înalt aliate, energie şi manoperă, datorită ratei mari de depunere şi a diluţiei scăzute specifice procedeului.

Procedeul a fost implementat în cinci întreprinderi producătoare de armături industriale.

BIBLIOGRAFIE

[1] Kilian, N. J., Killing, R., Bultmann, F. *Auftragschweissen, im Armaturenbau — Zusatzwerkstoffe, Prüfmethoden, Schweissverfahren*, In: Schweissen und Schneiden, R.F.G vol. 31, 1979, nr. 9, p. 397—401.

[2] Ratzsch, H.: *UP-Doppellichtbogenschweissen*, In: ZIS—Mitteilungen, R.F.G. 1981, nr. 6.

[3] Messer Griesheim G.m.b.H.: Sonderdruck 05/ /79. *Mechanisches Auftragschweissen verschleissfester Werkstoffe an Bauteilen des Apparate-und Werkzeubaus*, R.F.G.

[4] Civerko, A., Paton, V. E., Timcenko, V. A. *Obarudovanie dlea mehanizirovanoi dugovoi svarki i naplavki*. Moscova, Ed. Masinostroienie, 1981.

[5] Popovici, D., Subu, T. *Bimetale*, Timişoara, Ed. Facla, 1982.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 11, 1989

Optimizarea bazicităţii aglomeratelor şi peletelor, p. 5— Asimilarea furnalelor dotate la reconstrucţia cu dispozitive de încărcat fără con, p. 8 — Asimilarea tehnologiei de elaborare la încărcarea minereului de fier în amestec cu cocs cu ajutorul unui distribuitor cu jgheab, p. 73 — Caracteristicile cinetice ale procesului de reducere în cuva furnalului, p. 17 — Criterii fizico-chimice de creştere a eficienţei proceselor de elaborare a oţelului, p. 21 — Conul de depunere în lingoul din oţel calmat, p. 26 — Îmbunătăţirea indicatorilor tehnico-economici ai funcţionării secţiilor Martin, p. 31 — — Instalaţiile de tratare a oţelului în oale de mare capacitate, p. 34 — Îmbunătăţirea calităţii lingourilor la acţiunea cu jet inundat pulsator asupra topiturii care se solidifică, p. 37 — Îmbunătăţirea calităţii lingourilor din oţel necalmat prin afinarea cu zgură, p. 40 — — Protecţia metalului faţă de oxidarea secundară la turnarea oţelului pe sus în lingotiere, p. 43 — Creşterea gradului de utilizare a magneziului la desulfurarea fontei în afara cuptorului, p. 44 — Economia de wolfram la elaborarea oţelului în cuptoare electrice cu arc de 40 t cu vatră poroasă, p. 46 — Cercetarea proprietăţilor termofizice ale calcarelor, p. 47 — Tehnologia de laminare a oţelurilor pe laminoarele degrosisoare, p. 49 — Dezvoltarea producţiei de tablă subţire laminată, p. 51 — Producţia de profile grele cu utilizarea cajelor universale neantrenate, p. 55 — Producţia de profile laminate pentru transportul pe cale ferată, p. 59 — Tehnologia de debitare a profilelor laminate, p. 60 — — Alegerea unor acţiuni de comandă la laminarea cu viteze mari la laminoarele de sîrmă, p. 63 — Modernizarea schemei de comandă a preselor de matriţat de pe liniile de laminare a roţilor, p. 66 — Oxidarea la temperaturi înalte a dornurilor de la laminoarele perforatoare, p. 68 — Agregate galvanometrice moderne pentru alămirea sîrmei, p. 70 — Îmbunătăţirea tehnologiei aliajului N70H10F8Ia7 la fabricarea microbenzilor şi a sîrmelor foarte subţiri, p. 75 — — Procedee tehnologice moderne şi utiaje pentru fabricarea cordului metalic, p. 77 — Optimizarea nivelului proprietăţilor de funcţionare a oţelului beton durificat termomecanic, p. 79 — Situaţia, perspectivele şi căile de dezvoltare a producţiei de oţel pentru armarea fierului beton, p. 83 — Asimilarea producţiei de sîrmă laminată sorbitică cu deformabilitate garantată la trefilare, p. 86 — Perspectivele dezvoltării tehnologiei de elaborare a oţelului pentru matriţarea în volum la răcirea pieselor de fixare, p. 88 — Proprietăţile şi structura oţelului manganos microaliat cu titan, p. 91 — Influenţa caracteristicilor materiei prime—pulberii—asupra parametrilor procesului de recoacere, p. 94 — Organizarea corelaţiilor de hozrăşciot după indicele de variaţie a compoziţiei chimice a aglomeratului, p. 98 — Experienţa exploatării cuptoarelor de împingere cu călăreţi şi cu izolaţie termică a ţevilor de vatră, p. 100 — — Stabilirea calităţii încălzirii metalului în cuptoarele de încălzire, p. 104 — — Eficienţa epurării gazelor la obţinerea zgurilor rezultate de la afinarea oţelului, p. 106 — Reglarea automată a procesului de ardere în focarele generatoarelor cu abur ale termocentralelor care utilizează mai multe tipuri de combustibil, p. 108 — Transportoare cu role în valuri, p. 110.

Rolul ultrasunetelor la călirea și revenirea oțelurilor înalt aliate

Dr. ing. I. Alexandru, dr. ing. Gh. Coman, ing. M. Susan și ing. C. Baciu
Institutul Politehnic Iași

dr. ing. M. Gramaticu
Institutul de Învățământ Superior Suceava

CZ : 66.084 : 534.321.9

Criza energetică mondială a declanșat în deceniul al IX-lea ample cercetări și studii privind găsirea unor noi materiale metalice cu proprietăți de utilizare superioare, precum și experimentarea unor noi tehnologii de tratamente termice superioare celor existente.

Pe plan mondial, în ultimul timp, pe lîngă tratamentele termice în vid, în pat fluidizat, în condiții de imponderabilitate în laboratoare spațiale, cu fascicule de electroni, cu lasere, se cercetează intens și rolul ultrasunetelor asupra transformărilor care au loc la călirea și revenirea oțelurilor sub influența undelor ultrasonore.

Prelucrarea termoultrasonoră are eficiență maximă în special asupra oțelurilor înalt aliate, la care austenita fiind stabilă rămîne sub formă reziduală în cantități mari, după călire. Eliminarea acesteia prin aplicarea unor reveniri multiple (metoda clasică) a se face cu consum mare energetic și cu productivitate redusă.

Ultrasunetele de energie mai mari de 0,1 W/cm^2 produc tensiuni acustice și deformări elastoplastice în materialele metalice în care se propagă. Ultrasunetele acționează favorabil asupra transformării martensitice prin deblocarea dislocațiilor pe anumite bariere (atmosfere de impurități Cottrell, trepte imobile, triunghiuri rigide de dislocații etc.).

Suplimentar, prin suprapunerea tensiunii de forfecare periodice care provine din vibrația acustică pe tensiunea de forfecare statică, se produce creșterea vitezei de forfecare medie a cristalelor de austenită și scăderea tensiunii de forfecare medie la formarea acelor de martensită.

Deci, rolul de catalizator al ultrasunetelor asupra transformării martensitice este demonstrat teoretic plecînd de la teoria dislocațiilor Granato-Luck pe modelul elaborat de Seeger.

Experimentările efectuate încearcă să determine efectul catalizator maxim al ultrasunetelor la călirea și revenirea oțelurilor înalt aliate întrucît părerile specialiștilor în privința acestei noi tehnologii sînt împărțite, în special, în ceea ce privește reducerea ciclului de tratament.

În acest scop, probele din oțel rapid marca Rp 3 (0,8% C ; 0,3% Mn ; 0,28% Si ; 4,2% Cr ; 0,35% Mo ; 1,25% V ; 18,3% W) au fost supuse la cinci variante de tratament termic (tab. 1 și fig. 1).

Ultrasonarea s-a efectuat în timpul răcirii la călire în ulei și răcirii la revenire în ulei, cu puteri de 100 W la o frecvență de 40 kHz, date de un traductor cu magnetostricțiune în contact cu bazinul de răcire.

Rezultatele vizînd durițățile măsurate pe probe sînt redate în tabelul 2 și figura 2.

Se constată creșteri substanțiale ale durității prin ultrasonarea mediului de călire și, în special, a mediului de răcire la revenire.

Măsurarea durității după călire în ulei și revenire simplă (curba *a*) și în mediu ultrasonat (curba *b*), la diverse temperaturi evidențiază efectul maxim al tratamentului cu ultrasunete în jurul temperaturii de 600—620°C (fig. 3) pentru că la aceste temperaturi există în oțelurile rapide o densitate maximă de imperfecțiuni dată de precipitarea carburilor coerente la matrice, imperfecțiuni care, împreună cu undele ultrasonore, constituie catalizatori ai transformărilor care au loc.

Tabelul 1

Condițiile de tratament termic aplicate oțelului rapid Rp3

Varianta	Condițiile de tratament
A	tratamentul clasic : călire urmată de trei reveniri la 580°C
B	călire în ulei ultrasonat urmată de două reveniri la 580°C
C	călire în ulei și revenire la 600°C în ulei ultrasonat
D	călire în ulei ultrasonat și revenire la 600°C în ulei ultrasonat
E	călire în ulei ultrasonat și două reveniri la 600°C în ulei ultrasonat

Tabelul 2

Valorile durităților măsurate pe probe tratate conform variantelor adoptate

Varianta	Duritatea *HRC*			
	pe probe			medie
A	61 61	61,5 60,5	60,5 60	60,75
B	64 63	63 63,5	62,5 63	63,20
C	64 64	64,5 63,5	64 63,5	63,90
D	63 64,5	64,5 63,5	63 63	63,60
E	64,5 63	64 63,5	63 64	73,60

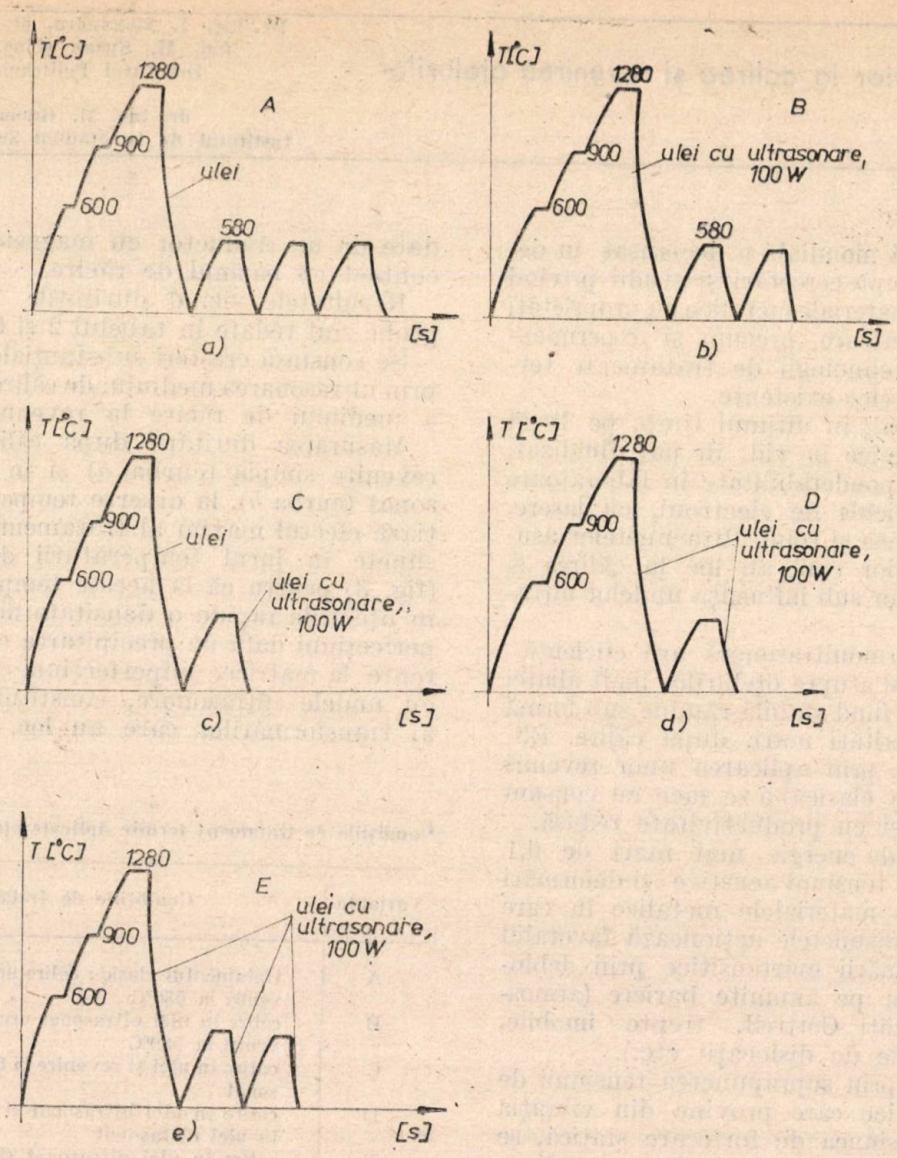


Fig. 1. Ciclogramele de tratamente termice aplicate

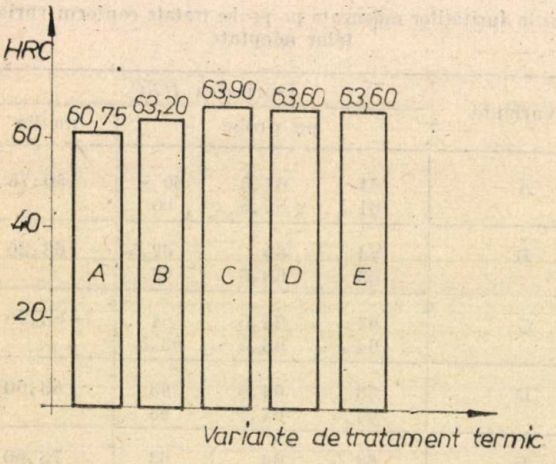


Fig. 2. Valorile durităţilor obţinute după tratamentul clasic şi cel cu ultrasunete

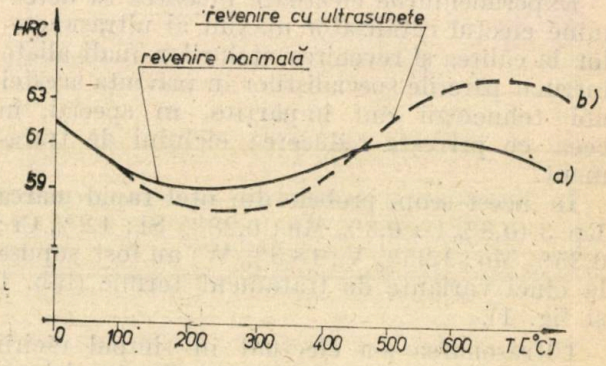


Fig. 3. Variaţia durităţii cu temperatura de revenire normală şi cu ultrasunete

În scopul evidenţierii rolului de catalizator al cîmpului ultrasonor asupra transformărilor care au loc la prelucrarea termică a oţelurilor rapide s-au efecutat cercetări dilatometrice pe dilatometru orizontal diferenţial Netzch pe epruvete cilindrice Ø5 × 50 mm, după diverse stadii de prelucrare termică. Rezultatele sînt redate în figura 4.

Studiind dialatogramele efectuate la încălzire pînă la 600°C după călirea simplă (curba 1), după călirea simplă şi revenire simplă (curba 2), după călirea cu răcire în cîmp ultrasonor (curba 3) şi după călire şi revenire, ambele cu răcire în cîmp ultrasonor (curba 4), se constată următoarele :

— la încălzire după călirea simplă se reliefează o succesiune de transformări în domeniul larg de temperaturi cuprins între 190 şi 580°C, legate de precipitarea carburilor de tip cementitic la început şi a carburilor simple şi duble ale elementelor de aliere spre sfîrşitul intervalului (curba 1) ;

— la încălzire după călire în cîmp ultrasonic numărul transformărilor se reduce la intervalul

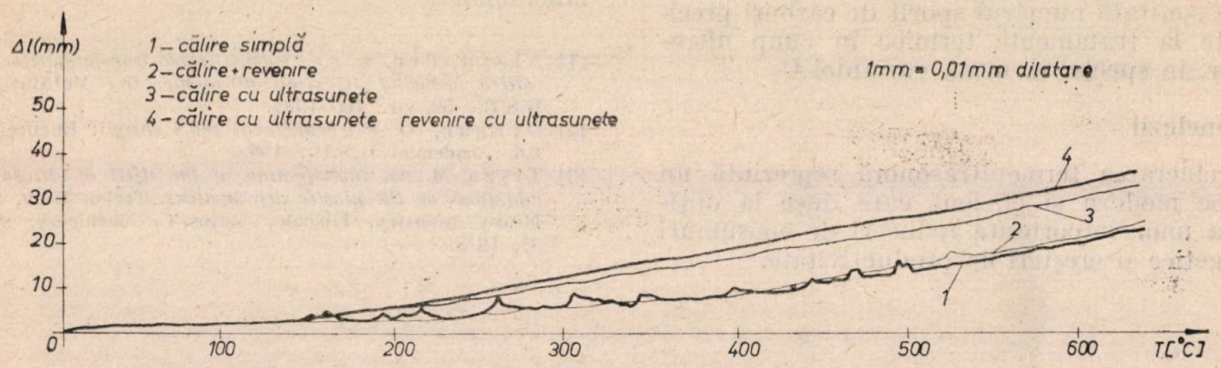
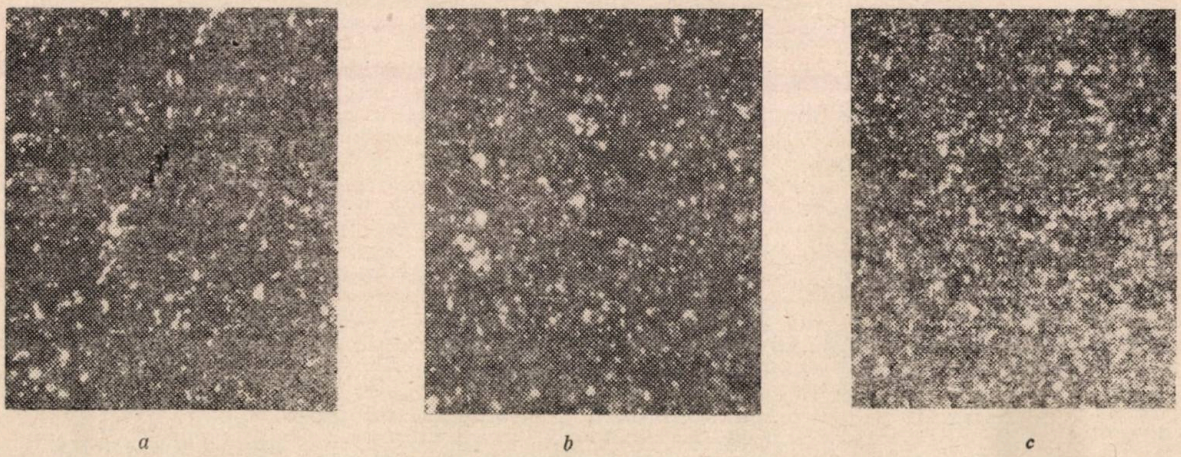
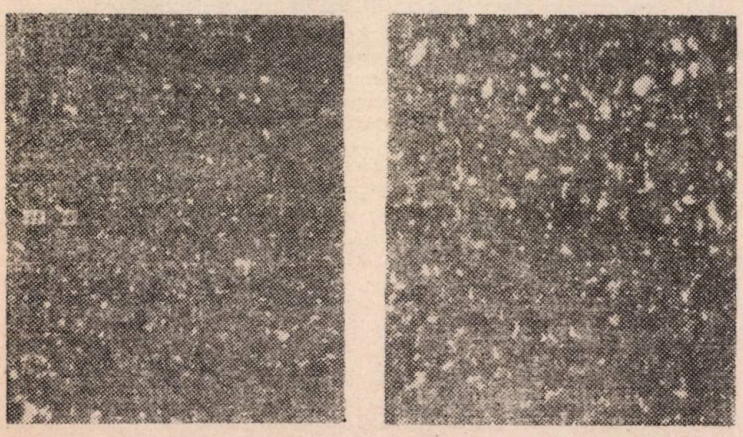


Fig. 4. Dilatogramele trasate la încălzirea oţelului rapid Rp3 tratat termic clasic şi cu ultrasunete



a *b* *c*



d *e*

Fig. 5. Microstructurile oţelului rapid Rp3 : *a* — tratamente termice clasice ; *b* — călire în ulei ultrasonat şi două reveniri la 580°C ; *c* — călire în ulei şi revenire la 600°C cu ultrasunete ; *d* — călire şi revenire în ulei ultrasonat ; *e* — călire şi două reveniri în ulei ultrasonat ; 100 : 1 ; atac cu nital 2%

de 150—160°C și în jurul temperaturii de 540°C (curba 3);

— la încălzire după călire și revenire simplă, și după călire și revenire în cîmp ultrasonic, nu se înregistrează transformări sesizabile dilatometric (curbele 2 și 4).

Rezultă că atît revenirea simplă, cît și revenirea în cîmp ultrasonic stabilizează structura oțelurilor rapide.

Microstructurile oțelurilor tratate termic conform variantelor din tabelul 1 sînt redate în figura 5 și reprezintă matrice martensitică cu carburi primare și secundare uniform distribuite.

Se constată numărul sporit de carburi precipitate la tratamente termice în cîmp ultrasonor, în special în urma variantei C.

Concluzii

Prelucrarea termoultrasonoră reprezintă un mijloc modern și eficient care duce la obținerea unor importante reduceri de consumuri energetice și creșteri de productivitate.

Aplicînd tratamentul termic de revenire cu ultrasunete se obțin valori superioare de duritate, iar durata tratamentului se reduce de șase, opt ori.

Se recomandă varianta de tratament termic compusă din călire în ulei, urmată de o revenire în ulei ultrasonat; este relativ simplă, productivă și duce la durităţile cele mai mari.

BIBLIOGRAFIE

[1] Alexandru, I. ș.a. *Intensificarea transformărilor la călirea oțelurilor în cîmp ultrasonic.* In: Metalurgia, R.S.R., 39, nr. 10, 1987.

[2] Drăgan, O. *Ultrasunete de mari energii.* București, Ed. Academiei R.S.R., 1983.

[3] Tisza, M. *An investigation of the effect of ultrasonic vibrations on the plastic deformations.* Techn. Univ. for Heavy Industry, Hiscolo, Serios C, Machirery, vol. 37, 1983.

Mecanismul şi cinetica procesului de cementare prin turnarea pieselor din oţel

Dr. ing. Gh. Pop şi ing. Gh. Nica
CCSITUMP Iaşi

CZ : 621.785.51.062.5

Consideraţii cinetice asupra procesului

Conform cercetărilor experimentale efectuate, cementarea în procesul de turnare a pieselor din oţel se realizează pe baza fenomenelor de transport de masă la zona interfazică aliaj de turnare-formă, prin termocapilaritate şi difuzie superficială.

Procesul implică fenomene de suprafaţă cînd transferul de masă se desfăşoară cu viteze foarte mari.

Transferul de masă prin termocapilaritate [1], [2] are la bază teoria cuplului termodinamic care arată că, dacă două mase de lichid se unesc printr-un capilar la capetele căruia apare o diferenţă de potenţial (de presiune, de temperatură, de difuzie, de transformări fizico-chimice etc.), atunci, de-a lungul capilarului apare o deplasare de substanţă determinată de acţiunea forţelor moleculare ale pereţilor capilarului asupra lichidului.

Acest sistem termodinamic reprezintă un cuplu de filtrare termică (termofiltrare), în cadrul căruia cele două faze se deplasează continuu, în direcţia gradientului de temperatură.

În prima etapă de interacţiune a aliajului lichid cu elementul activ — carbonul, se desfăşoară procesul de absorbţie care constă din faptul că atomii pătrunşi, ajungînd în cuplul de forţă al reţelei cristaline, formează legături rezistente cu atomii metalului de bază.

În perioada iniţială a procesului, se ajunge la formarea solubilităţii maxime a elementului în soluţie, avînd loc restructurarea reţelei şi formarea unei faze noi.

Diferenţa de potenţial se manifestă prin :

— cuplul de filtrare datorat diferenţei de presiune d_p, exprimat prin relaţia :

$$q = K_f \frac{S_c}{L_c} \cdot \frac{d_p}{\rho} \qquad (1)$$

unde : q este fluxul volumic de lichid ;
K_f — coeficientul de filtrare, m/s ;
S_c — secţiunea capilarului, mm² ;
L_c — lungimea capilarului, mm ;
d_p — diferenţa de presiune la capătul capilarului ;
ρ — greutatea specifică a aliajului lichid, daN/m³.

— cuplul de filtrare, datorat diferenţei de temperatură d_t, exprimat prin relaţia :

$$V_f = K_f \frac{S_c}{L_c} \cdot d_t, \text{ m}^3/\text{s} \qquad (2)$$

unde : V_f este fluxul volumic de lichid filtrat ;
K_f — coeficientul termic de filtrare, m²/s·°C ;
d_t — diferenţa de temperatură la capetele capilarului, °C.

Intensitatea transferului de masă se micşorează în timp, datorită reducerii secţiunilor tuturor canalelor. Procesul de filtrare în stratul de aliere se încetineşte atunci cînd frontul de solidificare a piesei turnate părăseşte acest strat, deci, atunci cînd capilarele sînt izolate între ele.

Cu toate acestea, procesul de transfer de masă (procesul de aliere cu carbon) nu se termină în acest moment al solidificării deoarece intră în acţiune forţele de difuzie, care vor influenţa egalizarea concentraţiilor elementelor în limitele unor microvolume. Transferul de masă prin difuzie este dat de legea a doua a lui Fick, care exprimă variaţia concentraţiei substanţei care difuzează în unitatea de timp, conform următoarei relaţii :

$$\frac{d_c}{d\tau} = D \frac{d^2c}{dx^2} \qquad (3)$$

unde : c este concentraţia substanţei care difuzează, % ;
τ — timpul de difuzie, s ;
x — direcţia adîncimii de difuzie, mm ;
D — coeficientul de difuzie, cm²/s.

Coeficientul de difuzie depinde de temperatură, conform relaţiei :

$$D = D_o \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} \qquad (4)$$

unde : D_0 este factorul preexponenţial, cm²/s, determinat îndeosebi de tipul reţelei cristaline, de frecvenţa oscilaţiilor atomului care difuzează, precum şi de alţi factori ;
Q — energia de activare, kcal/atom gram ; reprezintă energia cheltuită pentru deplasarea unui atom gram de particule aliate, difuzate dintr-o poziţie de echilibru în alta ;
R — constanta universală a gazelor (8,31 J/kmol · °C) ;
T — temperatura absolută, K.

Valorile Q şi D_0 pentru difuzia elementului carbon (conţinut în pasta de cementare) sînt prezentate în literatura de specialitate [3], care prezintă, pentru difuzia carbonului în Feα, valorile : $Q = 20100$ kcal/mol, $D_0 = 2{,}0 \cdot 10^2$ cm²/s,

iar pentru difuzia carbonului în Feγ, valorile : $Q = 32000$ kcal/mol și $D_0 = 7{,}0 \cdot 10^{-2}$ cm²/s.

Dacă se are în vedere faptul că în realitate [3], [7] difuzia se produce atît la marginea grăunților, cît și în volum, în mod corespunzător putîndu-se face referire la coeficienții de difuzie la marginea grăunților D_g și în volum D_v. Ca și în cazul difuziei volumice, asemănător relației (4), și aici se poate defini o energie de activare la marginea grăunților Q_g, în care mărimile care intervin în formula următoare au prin analogie aceleași semnificații :

$$D_g = D_{g0} \cdot He^{-\frac{Q_g}{RT}} \qquad (5)$$

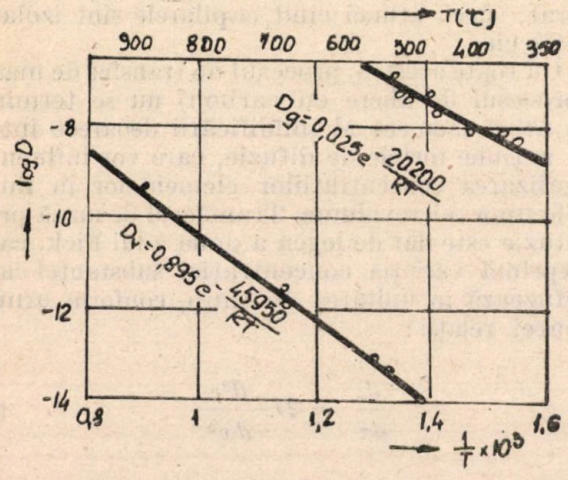


Fig. 1. Variația coeficienților de difuzie D_g și D_v cu temperatura

În figura 1 se prezintă variația coeficienților de difuzie D_g și D_v cu temperatura.

În practică, procesul este caracterizat de un coeficient global (aparent) de difuzie D_{ap}, a cărui valoare depinde atît de D_g, cît și de D_v, astfel încît atunci cînd D_g este mic (temperaturi înalte), D_{ap} se apropie de D_v și invers.

În figura 2 se prezintă variația coeficientului de difuzie aparent D_{ap} cu temperatura.

Un caz particular al difuziei la marginea grăunților poate fi considerată difuzia superficială.

În tabelele 1 și 2 sînt prezentate valorile coeficientului de difuzie, în funcție de temperatura aliajului [2]—[4], respectiv valorile coeficientului de difuzie în volum și la suprafață, în funcție de conținutul de carbon din aliaj.

Din tabelul 1 se observă că valoarea coeficientului de difuzie al C în Feγ, la temperatura specifică cementării în procesul de turnare ($T = 1\,600$°C, $D = 7{,}9 \cdot 10^{-7}$), este de șase ori mai mare comparativ cu valorile lui D pentru temperatura la care se execută cementarea prin procedeele clasice (la $T = 950$°C, $D = 1{,}3 \cdot 10^{-7}$), iar din tabelul 2 rezultă că valoarea coeficientului de difuzie superficială este de cca trei ori mai mare decît coeficientul volumic al difuziei.

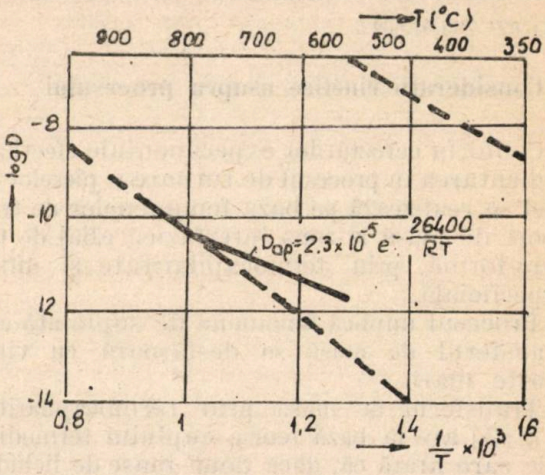


Fig. 2. Variația coeficientului de difuzie aparent D_{ap} cu temperatura

Tabelul 1

Coeficientul de difuzie al C în Fe_α și Fe_γ

Sistemul de difuzie	Temperatura, °C	Valoarea coeficientului de difuzie D, cm²/s
C—Feα	950	$5{,}1 \cdot 10^{-6}$
C—Feγ	950	$1{,}3 \cdot 10^{-7}$
C—Feγ	1500	$5{,}6 \cdot 10^{-7}$
C—Feγ	1550	$6{,}7 \cdot 10^{-7}$
C—Feγ	1600	$7{,}9 \cdot 10^{-7}$

Tabelul 2

Valoarea coeficientului de difuzie în volum și la suprafață

Conținutul de C în metal, %	Temperatura, °C	Coeficientul de difuzie în volum, 10^{-6} cm²/s	Coeficientul de difuzie pe suprafață, 10^{-6} cm²/s
0,21	1640	1,28	—
0,30	1620	1,10	3,74
0,36	1700	0,94	3,11
0,40	1565	1,25	—

Calculul grosimii pe care se obține stratul superficial cementat prin turnare

Cercetările experimentale efectuate și rezultatele obținute [8] demonstrează faptul că transferul de masă în procesul de cementare prin turnare este complex, acesta se realizează în stare lichidă prin termocapilaritate, iar în stare solidă predomină transferul prin difuzie superficială.

Determinarea grosimii stratului cementat obținut în perioada solidificării prin termocapilaritate

Sub acțiunea gradientului de presiune și temperatură are loc o curgere laminară a lichidului pe canalele capilare, în aceste condiții fiind valabilă [5], [6] legea lui Darcy, care stabilește o dependență între viteza de filtrare V_f și gradientul de presiune :

$$V_f = \frac{K_p \, d_p}{\eta \cdot x} \qquad (6)$$

unde : K_p este coeficientul de permeabilitate ($K_p = 0{,}6 - 0{,}90$) ;
d_p — gradientul de presiune ;
η — coeficientul viscozității dinamice ;
x — grosimea zonei în care acționează filtrarea termodinamică.

Continuitatea procesului de filtrare este asigurată în condițiile în care viteza de filtrare V_f este egală cu viteza de contracție V_c, care este redată de relația :

$$V_c = \alpha_r \cdot m \cdot V_s \qquad (7)$$

unde : α_r este coeficientul de contracție volumică la solidificarea aliajului ;
m — porozitatea relativă ;
V_s — viteza de solidificare.

În condițiile în care $V_f = V_c$ se obține :

$$K_p \cdot \frac{d_p}{\eta \cdot x} = \alpha_c \cdot m \cdot V_s \qquad (8)$$

de unde rezultă că : $X = \dfrac{K_p \cdot d_p}{\alpha_r \cdot \eta \cdot n \cdot V_s}$ (9)

Mărimea relativă a suprafeței ocupate de faza lichidă poate fi determinată cu ajutorul diagramei de echilibru pentru anumite temperaturi date.

Pentru o structură echiaxă considerînd cristalitele de formă sferică, valoarea lui K_p se determină cu relația :

$$K_p = \frac{n^2 \cdot d^2}{48(X - m)} \qquad (10)$$

unde : d este diametrul cristalitului ;
m — porozitatea relativă ($m = 0{,}259$) ;
n — distanța dintre cristalite, $0{,}0931 \cdot 10^{-6}$ mm, de unde rezultă că :

$$X = m + \frac{n^2 \cdot d^2}{48 \, K_p} \qquad (11)$$

Din relațiile (9) și (11) se poate determina valoarea teoretică a grosimii stratului superficial cementat, obținut prin termocapilaritate în perioada solidificării aliajului lichid în forma de turnare.

Determinarea grosimii stratului cementat realizat datorită difuziei

Pentru transferul de masă în medii de grosime finită, așa cum este cazul cementării propuse, direcția și adîncimea de difuzie se calculează cu legea a doua a lui Fick [3].

Condiția limită a ecuației este redată de grosimea stratului cementat.

Considerînd, pentru un caz particular, grosimea stratului cementat egală cu unitatea, se admite relația :

$$0 \leqslant Y \leqslant 1 \qquad (12)$$

unde X este direcția de difuzie.

Calculul variației concentrației carbonului pe adîncimea stratului superficial pe probe de formă plană se determină cu relația :

$$\frac{C - C_0}{C_p - C_0} = 1{,}128 \frac{\sqrt{D \cdot \sigma}}{1} \qquad (13)$$

iar pentru probe de formă cilindrică, se determină cu relația :

$$\frac{C - C_0}{C_p - C_0} = 2{,}256 \frac{\sqrt{D \cdot \sigma}}{1} \qquad (14)$$

unde : C este concentrația carbonului difuzat la un moment dat ;
C_0 — concentrația inițială a carbonului în stratul superficial la $\sigma = 0$, $C_0 = 0{,}20\%$ (s-a adoptat conținutul mediu de carbon al mărcii de oțel — $20G_1FL$ din care s-au turnat probele experimentale) ;
C_p — concentrația carbonului în pasta de cementare la zona interfazică ($C_p = 40\%$, s-a constatat că pentru concentrații mai mari de carbon din pasta de cementare se înrăutățește suprafața piesei cementate) ;
l — adîncimea de difuzie a carbonului în stratul superficial, mm ;
D — coeficientul de difuzie al carbonului în oțelul lichid, $D = 7{,}9 \cdot 10^{-7}$ la temperatura $t = 1\,600°C$ (tab. 1).

În baza condițiilor impuse, relațiile (13) și (14) devin :

$$\frac{C - 0{,}20}{40 - 0{,}20} = 1{,}128 \frac{\sqrt{7{,}9 \cdot 10^{-7}}}{1}$$

rezultînd :

$$l = 0{,}239\frac{\sqrt{\sigma}}{C},\ \text{mm} \qquad (15)$$

și

$$\frac{C - 0{,}20}{40 - 0{,}20} = 2{,}256\frac{\sqrt{7{,}9 \cdot 10^{-7}}}{1}$$

rezultînd :

$$l = 0{,}2798\frac{\sqrt{\sigma}}{C},\ \text{mm} \qquad (16)$$

În baza acestor relații s-au trasat curbele de variație a concentrației carbonului difuzat pe adîncimea stratului superficial, redate în figura 3 și curbele de variație a concentrației carbonului în funcție de timpul de difuzie redate în figura 4.

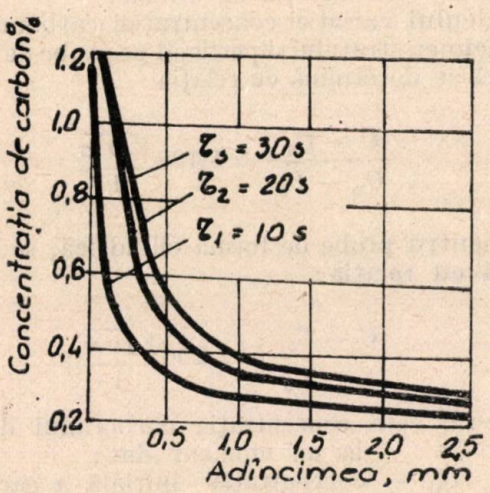


Fig. 3. Variația concentrației carbonului în funcție de adîncimea stratului superficial

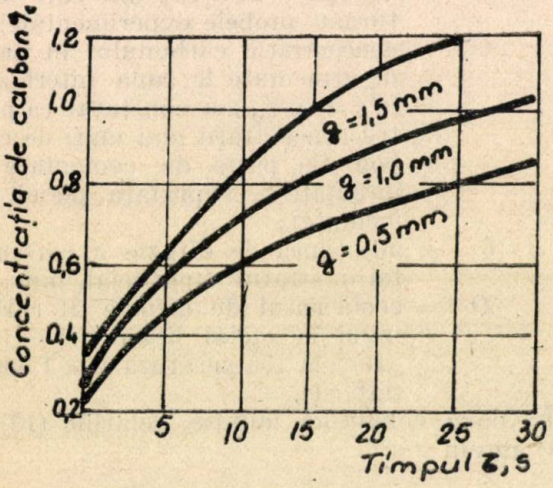


Fig. 4. Variația concentrației carbonului în funcție de timpul de difuzie

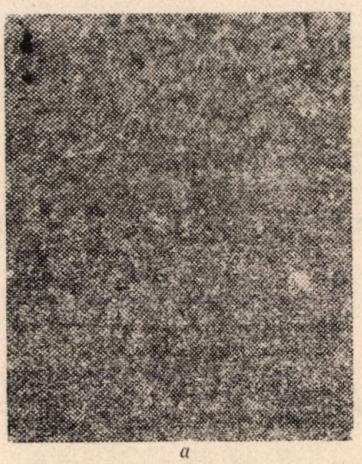
Din cele prezentate anterior se poate determina grosimea teoretică a stratului superficial cementat, care reprezintă însumarea valorilor x și 1 definite de relațiile : (9), (11), (15) și (16), valori care concordă cu datele experimentale [9].

Rezultate experimentale și concluzii cu privire la mecanismul și cinetica procesului de cementare propus

Cercetările experimentale [9], efectuate pe probe circulare de Ø 50×100 mm și rectangulare de 50×100×500 mm executate din marca de oțel T20Mn14 și 20G1FL au confirmat datele teoretice din literatura de specialitate, care definesc mecanismul de transfer de masă prin termocapilaritate și difuzie în sistemul complex : aliaj lichid — pastă de cementare — amestec de formare.

Din datele calculate și din figura 3 se desprind următoarele concluzii :

— adîncimea de difuzie a carbonului în oțel crește o dată cu timpul de difuzie, conform relațiilor (15) și (16);



a

b

Fig. 5. Microstructura unei probe cementate superficial în procesul de turnare pentru oțel 20G1FL ; atac nital ; *x* — 400 ; *a* — strat superficial ; *b* — miez

— la durate mici de difuzie ($\sigma \leqslant 30$ s), se obţin adîncimi de difuzie de ordinul a 1,5—2,5 mm, adîncimi suficiente pentru a conferi stratului superficial cementat (în urma tratamentelor termice), proprietăţi deosebite de duritate şi rezistenţă la uzură;

— calculul variaţiei concentraţiei carbonului în stratul superficial, în funcţie de timpul de difuzie, s-a făcut tot în baza relaţiilor (15) şi (16), obţinîndu-se curbele de variaţie prezentate în figura 4, de unde rezultă următoarele:

— concentraţia carbonului difuzat în oţel este proporţională cu temperatura de turnare a oţelului, cu diferenţa de concentraţie a carbonului din pastă şi din oţelul de bază din care este executată proba, precum şi cu durata difuziei;

— la concentraţii mai mari de 40% ale carbonului în pasta de cementare, se înrăutăţeşte suprafaţa stratului superficial cementat;

— timpul de difuzie al carbonului în stratul cementat, se poate mări, prin preîncălzirea formelor sau miezurilor din amestecuri de formare (pe a căror suprafeţe s-a depus în prealabil pasta de cementare), la temperaturi de cca 300—400°C sau prin alte metode.

În figura 5 se prezintă microstructura unei probe din oţel, marca 20G1FL, cementată în procesul de turnare. Temperatura de turnare: 1 600°C; concentraţia carbonului din pasta de cementare: 40%.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni, L. ş.a. *Bazele teoretice ale turnării*. Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică.

[2] Efimov, V. A. *Turnarea şi cristalizarea oţelurilor*, E. T. Bucureşti, 1970.

[3] Protopopescu, H. *Metalografie şi tratamente termice*. Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1983.

[4] * * * In: Metalurgia, R.S.R., nr. 1 şi 3, 1987.

[5] * * * In: Metalurgia, R.S.R., nr. 4, 1989.

[6] Cartiş, Gh. *Tratamente termochimice*. Timişoara, Ed. Facla, 1988.

[7] * * * Brevet Franţa, nr. 1469187.

[8] * * * Brevet România, nr. 188972.

Rafinarea oţelurilor de turnătorie prin filtrare

Dr. ing. V. Brabie, ing. P. Toboc, ing. C. Bălescu, dr. ing. Fl. Ştefănescu şi ing. G. Neagu
Institutul Politehnic Bucureşti

CZ : 669.14 : 621.746.01

După cum este cunoscut, prezenţa incluziunilor nemetalice înrăutăţeşte calitatea oţelurilor turnate, ducînd la reducerea proprietăţilor mecanice, micşorarea fluidităţii, la mărirea tendinţei de fisurare etc.

De asemenea, trebuie avut în vedere faptul că la turnarea continuă curgerea oţelului lichid prin orificiile distribuitorului reprezintă o etapă critică. În timp ce turnarea continuă a oţelurilor dezoxidate cu siliciu constituie astăzi o tehnologie clasică, turnarea oţelurilor dezoxidate cu aluminiu ridică o serie de probleme ca urmare a blocării orificiului de turnare (fig. 1) [1].

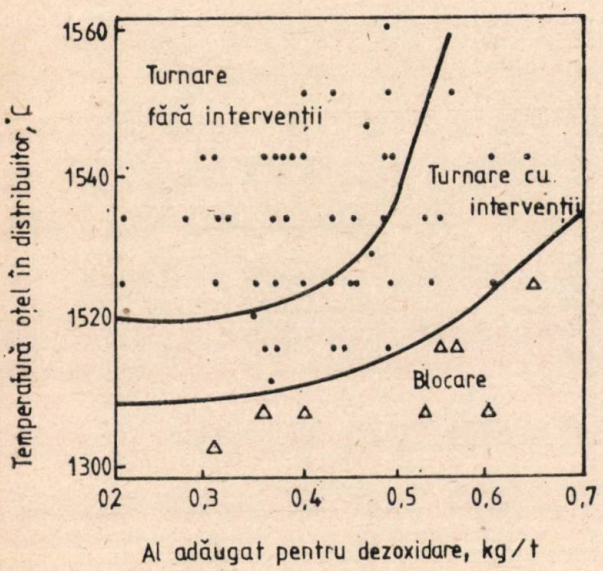


Fig. 1: Influenţa aluminiului (folosit ca dezoxidant) şi a temperaturii oţelului asupra turnării

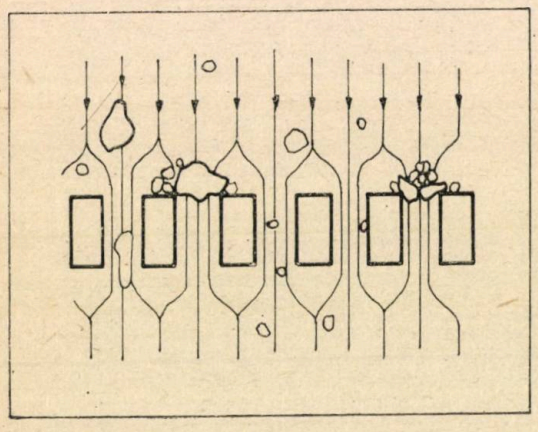


Fig. 2. Schema de principiu a filtrării la suprafaţă

În aceste condiţii, eliminarea avansată a incluziunilor nemetalice din oţelurile turnate constituie o problemă importantă care trebuie să stea în atenţia tuturor specialiştilor.

Dintre metodele utilizate, filtrarea oţelului lichid reprezintă una dintre soluţiile cele mai eficiente şi uşor de pus în aplicare.

Filtrarea oţelurilor turnate în piese se poate realiza pe două căi : prin filtrarea la suprafaţa filtrului şi prin filtrarea în interiorul filtrului.

Filtrarea de suprafaţă are loc atunci cînd incluziunile au cel puţin aceleaşi dimensiuni ca şi porii filtrului prin care curge oţelul (fig. 2) [8]. Prin contactul direct cu suprafaţa filtrului, incluziunile sînt reţinute şi, ca urmare a temperaturii ridicate şi forţelor de compresiune ele se sinterizează constituind ulterior medii de blocare pentru celelalte incluziuni. La utilizarea acestui tip de filtru există posibilitatea ca la un moment dat filtrul să nu mai permită trecerea oţelului lichid.

Pentru filtrarea de suprafaţă se utilizează filtre ceramice monolitice, tehnologia de realizare a acestor filtre presupunînd extrudarea materialelor ceramice. Filtrele au de regulă o formă tip fagure.

Filtrarea internă se realizează atunci cînd dimensiunile incluziunilor sînt mai mici decît cele ale orificiilor filtrului. Aceste incluziuni se vor depune pe pereţii canalelor şi, comparativ cu filtrarea de suprafaţă, nu vor fi reţinute preferenţial anumite dimensiuni de incluziuni (fig. 3, *a*) dar va fi redus considerabil numărul acestora în oţelul filtrat (fig. 3, *b*).

Pentru filtrarea internă se pot utiliza filtre multicelulare realizate din spumă ceramică (fig. 4).

Spumele ceramice au o structură anizotropă constînd din celule legate între ele.

Materialele folosite la obţinerea filtrelor trebuie să îndeplinească următoarele proprietăţi [7] : să fie inerte din punct de vedere chimic ; să aibă proprietăţi mecanice superioare ; să reziste la şoc termic ; să prezinte refractaritate ridicată

Materialele trebuie să reziste la temperaturi de cca 1 750°C, fără să se topească sau să se distrugă mecanic. La alegerea lor trebuie să se aibă în vedere rezistenţa la şoc termic R_{st}, care este dată de expresia [7] :

$$R_{st} = \frac{(Bi + 2)(1 - \mu)\, R}{Bi\, \alpha\, E} \qquad (1)$$

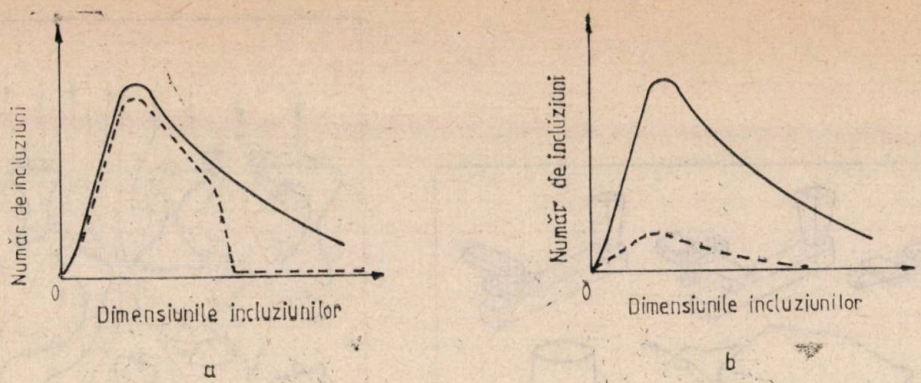


Fig. 3. Comparația între filtrarea la suprafață și în interiorul filtrului

în care : Bi este criteriul Biot ;
μ — coeficientul Poisson ;
R — rezistența de rupere la tracțiune ;
α — coeficientul de dilatare ;
E — modulul de elasticitate.

Dintre materialele frecvent folosite la confecționarea filtrelor se pot aminti : alumina, zirconiul parțial stabilizat, carbura de siliciu ș.a.

Porozitatea spumelor ceramice variază în mod obișnuit între 75 și 90%, iar în cazul filtrării oțelului se recomandă o porozitate de 0,787 por/mm^2. În acest fel, rezistența la curgerea aliajului este mică, iar căldura acumulată de filtru

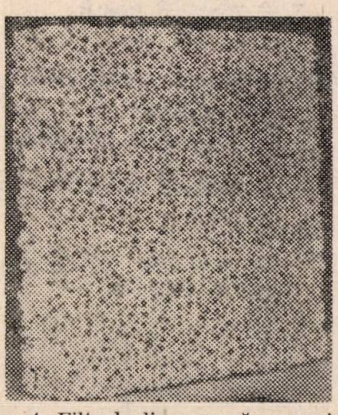


Fig. 4. Filtrul din spumă ceramică

este de zece ori mai redusă decît cea a materialului, respectiv fără pori. Din acest motiv, nu este necesară încălzirea filtrului înainte de turnare și, ca urmare, filtrele se pot plasa în rețeaua de turnare (fig. 5) [4].

Principiul de funcționare a unui filtru realizat din spumă ceramică se prezintă în figura 6 [8]. Zonele turbionare care apar la curgerea oțelului dintr-o celulă în alta, ca urmare a variației de secțiune, favorizează contactul particulelor cu suprafața filtrului și ulterior reținerea acestora.

Eliminarea incluziunilor nemetalice prin intermediul acestor filtre presupune următoarele două etape : transportul incluziunilor spre suprafața interioară a filtrului și reținerea incluziunilor de către această zonă.

Transportul particulelor de incluziuni poate avea loc prin intermediul următoarelor mecanisme (fig. 7) [8] :

— intercepția directă : incluziunea lovește suprafața filtrului datorită traiectoriei sale în jetul de oțel lichid ;

— depunerea sub efectul greutății proprii a particulelor ;

— mișcarea browniană, semnificativă pentru particule de dimensiuni submicronice ;

— efectul inerției, care se manifestă în cazul particulelor de densitate mare atunci cînd jetul de oțel își schimbă brusc traiectoria ;

— efectul hidrodinamic, datorită mișcării de rotație sau translație a particulei în jetul de oțel.

Retenția particulelor în urma contactului cu suprafața interioară a filtrului este rezultatul acțiunii concomitente a presiunii axiale a jetului de oțel asupra incluziunii, a forțelor de suprafață, a forțelor de deformare mecanică, și a forțelor Van der Waals, determinate de morfologia filtrului.

Ponderea în cadrul fiecărei etape a unui mecanism sau altul este determinată de tipul și dimensiunea particulei, viteza jetului de oțel, de temperatura și natura incluziunii.

Un rol important în procesul de reținere a incluziunilor nemetalice pe suprafața filtrului îl are unghiul de contact [5]. Eficiența mediului de filtrare este dependentă de tensiunea interfazică oțel-incluziune. Dacă această tensiune este mare, sînt create condiții de îndepărtare a acestora la contactul cu suprafața filtrului sau cu alte aglomerări de incluziuni. În acest caz, ca urmrae a condițiilor necorespunzătoare de umectare, silicea solidă nu va putea fi filtrată dintr-un jet de oțel.

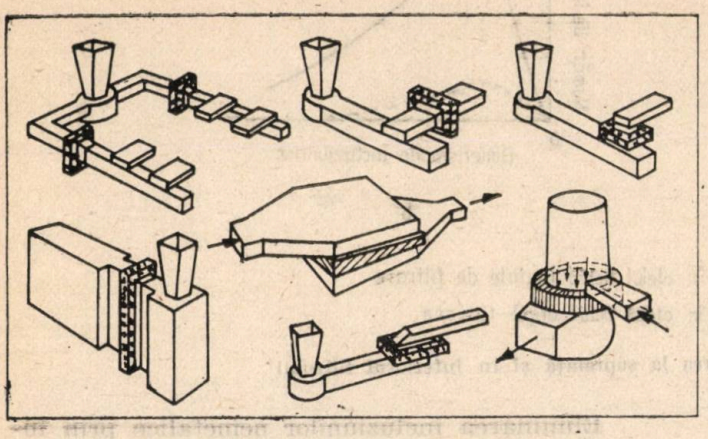


Fig. 5. Posibilităţile de montare a filtrelor în reţeaua de turnare

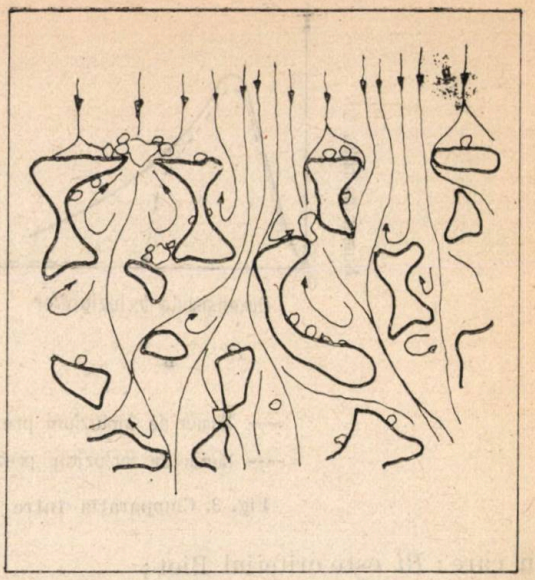


Fig. 6. Schema de principiu a filtrării interioare

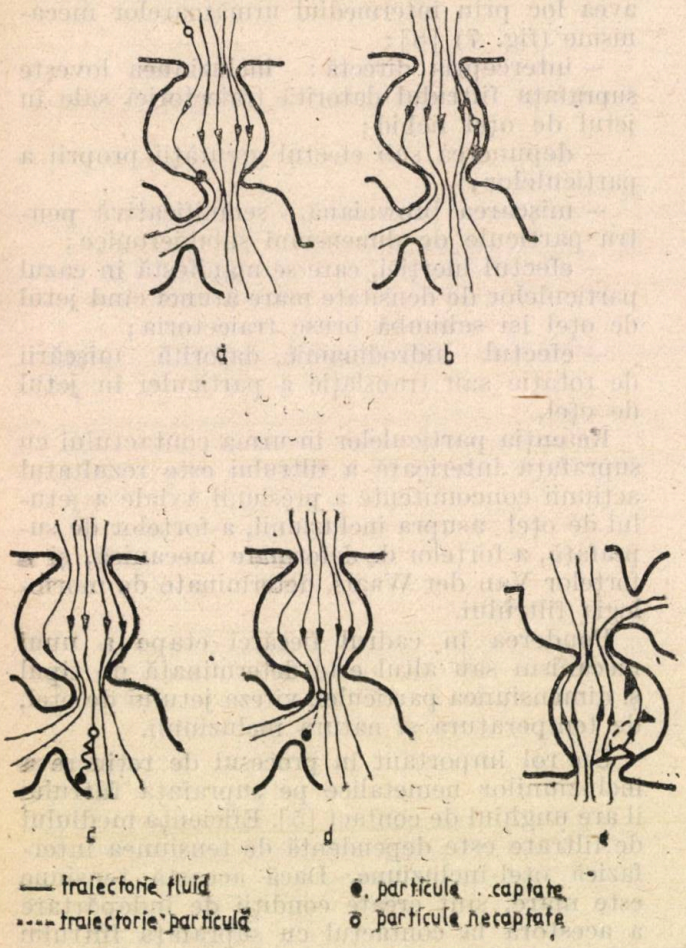


Fig. 7. Mecanismul transportului incluziunilor nemetalice la filtrarea interioară : *a* — intercepţie ; *b* — depunere ; *c* — — mişcare browniană ; *d* — efect de inerţie ; *e* — efect hidrodinamic

În timpul procesului de filtrare, ca urmare a micşorării porozităţii filtrului, viteza de curgere a aliajului va creşte. În acest caz, asupra particulelor de incluziuni depuse pe suprafaţa filtrului vor acţiona forţe de desprindere. Efectul acestor forţe este prezentat în figura 8 şi se poate determina cu ecuaţia [2] :

$$\tau = \eta \frac{d U_r}{dr} \cos \theta \qquad (2)$$

în care : τ este forţa de desprindere pe direcţia de curgere ;

η — viscozitatea oţelului ;

$\frac{dU_r}{d_r}$ — gradientul de viteză pe direcţie radială ;

θ — unghiul de orientare a incluziunii (fig. 8).

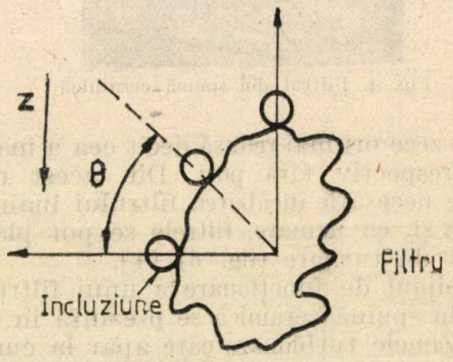


Fig. 8. Influenţa poziţiei incluziunilor nemetalice pe suprafaţa filtrului asupra forţelor de desprindere

După cum se poate observa, locul de reţinere a incluziunii pe suprafaţa filtrului are un rol important în posibilitatea de reţinere a acestora. Pentru valori mari ale lui θ creşte probabilitatea ca incluziunile să fie reţinute.

Modelele matematice care descriu procesele de filtrare iau în considerare mecanismul curgerii fluidelor prin medii poroase.

Modelul cinetic pentru filtrarea internă se bazează pe bilanţul masic al stratului filtrant pentru un element de volum [1], [3]:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\tau + \varepsilon C) + U\frac{\partial C}{\partial Z} = 0 \qquad (3)$$

în care: σ este volumul de incluziuni reţinute;

ε — porozitatea filtrului;
U — viteza aliajului lichid;
$''$ — direcţia de curgere;
C — concentraţia incluziunilor.

Viteza de reţinere a incluziunilor nemetalice pe stratul filtrant este dată de ecuaţia:

$$\frac{\partial \tau}{\partial t} = KC \qquad (4)$$

în care: K este un parametru cinetic;

$$K = K_0\left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_m}\right) \qquad (5)$$

unde: K_0 este coeficientul parametrului cinetic, care depinde de proprietăţile topiturii, dimensiunea şi suprafaţa filtrului, precum şi de natura incluziunilor;

σ_m — volumul maxim de incluziuni care poate fi reţinut.

Pe baza ecuaţiilor diferenţiale (3) şi (4)şi a condiţiilor la limită, considerînd că porozitatea filtrului rămîne constantă în timpul turnării, se obţine, pentru concentraţia incluziunilor nemetalice în oţelul lichid, următoarea ecuaţie:

$$C_Z = C_0\, exp\ (-K_0 Z/U) \qquad (6)$$

în care: Z este distanţa de la suprafaţa filtrului;

C_0 — concentraţia iniţială a incluziunilor în oţelul lichid.

La ieşirea jetului de oţel din stratul filtrant $Z = L$, ecuaţia (6) devine:

$$C_L = C_0 \exp(-K_0 L/U) \qquad (7)$$

în care: C_L este concentraţia incluziunilor la ieşirea din stratul filtrant;

L — lungimea stratului filtrant.

În aceste condiţii, eficienţa filtrării se poate calcula astfel:

$$\eta = \frac{C_0 - C_L}{C_0} \qquad (8)$$

sau

$$\eta = 1 - e^{-\lambda L}, \qquad (9)$$

în care λ este coeficientul de filtrare:

$$\lambda = K_0/U$$

Ecuaţia 9 arată că eficienţa eliminării incluziunilor poate fi mărită prin creşterea lungimii filtrului sau prin micşorarea vitezei de curgere a aliajului.

Rezultatele experimentale obţinute scot în evidenţă avantajele şi posibilităţile largi de aplicare în practică a tehnologiei filtrării.

Prin filtrare s-au obţinut scăderi ale conţinutului de incluziuni nemetalice cu 40—50% şi micşorarea conţinutului de oxigen cu cca 20%.

În lucrarea [6] se prezintă încercările efectuate pe şarje din oţel inoxidabil de 300 kg elaborate într-un cuptor cu inducţie. S-au utilizat filtre din spumă ceramică realizate pe bază de Al_2O_3 şi ZrO_2. Rezultatele obţinute sînt prezentate în tabelul 1.

Analizînd datele experimentale se constată că eficienţa filtrării a fost maximă în cazul dezoxidării cu aluminiu, cînd s-au format particule de Al_2O_3 solide, care sinterizează la suprafaţa filtrului (de care aderă), reducînd astfel posibilitatea desprinderii şi antrenării lor de către jetul de oţel lichid.

Incluziunile lichide sînt deformabile şi pot fi reţinute ca urmare a forţelor de tensiune superficială, care nu sînt însă suficient de mari în comparaţie cu cele sinterizate şi, ca urmare, posibilitatea reţinerii acestora în interiorul filtrului este mai scăzută.

Consideraţiile teoretice şi rezultatele experimentale obţinute duc la următoarele concluzii:

— prin filtrarea oţelurilor se obţin reduceri importante ale conţinutului de oxigen şi incluziuni nemetalice;

— eficienţa filtrării este ridicată în cazul incluziunilor solide (de tip Al_2O_3), care prezintă o mai mare aderenţă la suprafaţa de filtrare;

— micşorarea cantităţii de incluziuni nemetalice şi reducerea dimensiunilor acestora au consecinţe favorabile asupra proprietăţilor mecanice ale oţelurilor;

— filtrarea reprezintă o metodă de rafinare a oţelurilor uşor de aplicat în practică.

Tabelul 1

Rezultatele experimentale privind filtrarea oţelurilor

Compoziţia chimică, %	Modul de dezoxidare	Temperatura de turnare, °C	Condiţiile de turnare	Conţinutul total de oxigen, ppm	η_0	Numărul de incluziuni, cm²	η_1
0,041 C; 0,71 Si; 1,31 Mn; 18,32 Cr; 9,52 Ni; 0,004 P; 0,005 S	Si/Mn=0,5	1530	nefiltrat filtrat	272 198	0,27	50,33 28,84	0,43
0,045 C; 0,52 Si; 1,22 Mn; 18,42 Cr; 9,38 Ni; 0,004 P; 0,003 S	Si/Mn+400 g Al/t+3000 g. Ca/t	—	nefiltrat filtrat	186 141	0,24	833,3 37,08	0,47
0,04 C; 0,66 Si; 1,29 Mn; 18,43 Cr; 9,56 Ni; 0,004 P; 0,015 S	Si/Mn=0,5	1540	nefiltrat filtrat	186 145	0,22	43,86 22,36	0,49
0,63 C; 0,39 Si; 0,56 Mn; 12,94 Cr; 0,22 Ni; 0,004 P; 0,008 S	Si/Mn 300 g Al/t	—	nefiltrat filtrat	161 49	0,70	42,50 0,27	0,99

BIBLIOGRAFIE

[1] Ali, S., Mutharasan, R., Apelian, D. *Physical refining of steel melts by filtration.* In: Metallurgical Transactions, S.U.A., vol. 16 B, 1985.

[2] Apelian, D., ş.a. *Refining of melt in aluminium by filtration technology. International Seminar of refining and alloying of liquid Aluminium and Ferro-Alloys.* Trondheim, nr. 8, 1985.

[3] Apelian, D. *Metal filtration — a critical review.* Electric Furnace Conference Proceedings, 1988.

[4] Aubrey, L.A., Brockmayer, W.J., Wieser, P. F. *Dross removal from ductile iron with ceramic foam filters AFS.* Transactions, S.U.A., 1986.

[5] Cramb, A., Jimbo, I., *Interfacial considerations in continuous casting. W. O.* Philbrook Memorial Symposium Conference Proceedings, 1988.

[6] Cummings, M.A., Jones, S.C, McPherson. *Steel filtrations results using ceramic foam filters.* 45th Electric Furnace Conference Proceedings, 1987.

[7] Eck, F., Morris, J. *Advanced reticulated ceramic metal filters and performance results,* Electric Furnace Conference Proceedings, 1988.

[8] Vernay, P. *La filtration des metaux.* In: Hommes et Fonderie, Belgia, nr. 9, 1984.

Unele considerații privind fontele cu structură perlitică rezistente la uzură

Ing. Gr. Dobrescu
Întreprinderea Mecanică Mîrșa

CZ : 669.162.275.1

În lucrare este studiată fonta slab aliată cu staniu comparativ cu fontele aliate cu Cr, Ni, Mo, V, Co, fonta slab aliată cu 0,1% Sn, experimentată și asimilată, care prezintă următoarele avantaje :

— față de fontele aliate cu Cr care se solidifică cu fonta albă, cu dificultăți la prelucrarea prin așchiere, fonta slab aliată cu 0,1% Sn favorizează formarea perlitei, împiedică formarea carburilor în structura fontei și asigură o stabilizare a structurii perlitice, în special la piesele supuse în exploatare la temperaturi ridicate ;

— alierea cu staniu la conținuturile minimale experimentate asigură mărirea durității fontei și, deci, a rezistenței la uzură, duritatea fiind mai uniformă ; piesele sînt mai puțin sensibile la diferențele mari de grosime a pereților. Piesele supuse la temperaturi ridicate în exploatare își micșorează mai puțin și mai lent duritatea și prezintă o tendință mai mică de deformare. Alierea cu Sn crește stabilitatea împotriva oxidării, iar față de fonta aliată cu Cr are o mai bună prelucrabilitate prin așchiere, chiar în condiții de durități egale, conferită de masa structurală de bază pur perlitică.

Aceste avantaje pe care le prezintă fonta studiată și experimentată se bazează pe efectul perlitei, excluzîndu-se formarea de cîmpuri de ferită, efect de o deosebită importanță la piesele cu pereți groși, chiar pînă la 50—60 mm, la care formarea feritei este complet evitată. De asemenea, la piesele cu pereți foarte subțiri de cca 5—10 mm, la care răcirea rapidă provoacă formarea de ferită în structură, alierea cu 0,1% staniu prezintă aceleași avantaje.

Experimentările și verificările efectuate cu ocazia asimilării, elaborării și turnării acestui aliaj la nivelul întreprinderii s-au făcut în următoarele condiții :

— elaborarea s-a realizat în cuptor rotativ cu flacără cu gaz metan, cu capacitatea nominală de 0,7 t, folosindu-se compoziția chimică unitară, corespunzătoare pentru turnarea pieselor din fontele de bază : fontă cenușie, fontă cu grafit nodular de tip Fgn450—5, fontă cu grafit nodular antifricțiune de tip FgnAl, adaosul de 0,1% Sn, cu grad de puritate de 99,75% introducîndu-se fără dificultăți tehnologice în oala de turnare, cu asigurarea unui grad de asimilare de 100%.

Caracteristicile fizico-mecanice și structurale obținute sînt date în tabelul 1.

Din analiza rezultatelor obținute (tab. 1) se pot constata următoarele : constanța structurii perlitice și inexistența separărilor de ferită și cementită liberă, independent de variația grosimilor de pereți în domeniul studiat, precum și consecința structurii perlitei pure asupra

Tabelul 1

Caracteristicele fizico-mecanice și structurale

Nr. probei	Caracteristicile mecanice			Caracteristicile structurale		Observații
	Rm. da Nm³	*HB*	Nr. de buletin	Structura	Nr. de buletin	
1	26	224—229	4501 7 XI 89	Perlită lamelară fără ferită și Fe_3C liberă	125 7 XI 89	Pe probă martor lungimea separării grafitului Cl_3 Gl5
2	26,5	224—229	4501 7 XI 89	Perlită lamelară fără ferită și Fe_3C liberă	125 7 XI 89	Pe probă martor lungimea separării grafitului GL_3 — Gl5
3	26,5	224—229	4501 7 XI 89	Perlită lamelară fără ferită și Fe_3C liberă	127 7 XI 89	Pe probă martor lungimea separăr.i grafitului GL_3—GL5
4	26	224—228	4501 7 XI 89	Perlită lamelară fără ferită și Fe_3C liberă	129 7 XI 89	Pe proba martor lungimea separăr.i grafitului GL_3 — GL5
5	—	234	4501 7 XI 89	Perlită lamelară fără ferită și Fe_3C liberă	129 7 XI 89	Piese cu grosimi de 5—10 mm, lungimea separării grafitului GL5 — GL6
6	—	219	4501 7 XI 89	Perlită lamelară fără ferită și Fe_3C liberă	130 7 XI 89	Piese cu grosimi de 40—50 mm, lungimea separării grafitului GL5 — GL6

constantei caracteristicilor fizico-mecanice (*HB* și *Rm*), la secțiuni constante, atestînd că fonta slab aliată cu Sn (0,1% Sn) este un aliaj operant pentru integrarea în gama fontelor turnate folosite în constrcuția de mașini (fig. 1 și 2).

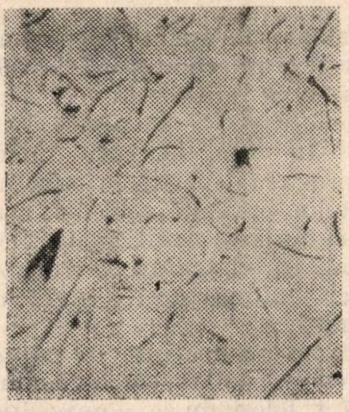


Fig. 1. Evidențierea grafitului lamelar

Fig. 2. Evidențierea fondului structural perlitic, fără separări de ferită și cementită liberă

Fontele slab aliate cu 0,1% Sn prin similitudine au fost comparate cu fontele speciale de tip Fcx, STAS 8541—86, destinate turnării de piese pentru mașini-unelte, rezultînd față de $Rm = 26—26{,}5$ daN/mm² o comparabilitate perfectă cu Fc×250, dar față de care posedă o duritate cu cca 30% mai mare.

Pe baza caracteristicilor fizico-mecanice și structurale obținute, combinat și cu posibilitatea durificării superficiale prin călire prin inducție, caz în care s-au obținut limite de duritați de 47—49 *HRC*, față de max. 40 *HRC* la Fc×250, reprezentînd o creștere a durității de 20%, aceste fonte pot fi utilizate pentru piese de tip bucșă și ghidaje, piese componente ale echipamentelor hidraulice, tambur de frînă pentru autovehicule sau orice alte tipuri de piese destinate fabricației de mașini-unelte.

Concluzii

Fonta perlitică, aliată cu 0,1%Sn, are un grad foarte redus de aliere față de fontele aliate cu Cr, Cr—Ni sau Cu, Ni, V, Co etc. pentru aceleași caracteristici fizico-mecanice și condiții de rezistență și funcționale ale pieselor realizate din aceste tipuri de fonte.

Elaborarea și turnarea acestei fonte nu implică condiții deosebite de dotare și încadrare.

Costul de producție la care se realizează aceste fonte este minim față de restul fontelor aliate, remarcate chiar și față de fontele speciale de tip Fcx, destinate turnării pieselor pentru mașini-unelte.

BIBLIOGRAFIE

[1] Piwowarski, E. *Fonte de înaltă calitate*, București, Ed. Tehnică, 1967, p. 992.

[2] Dobrescu, Gr. *Unele considerații privind tehnologia de turnare și domeniul de utilizare a fontelor aliate cu crom-cupru*, In: Metalurgia, R.S.R., nr. 2/1979.

OMSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS SZÉCHENYI KÖNYVTÁR 1983

INTREPRINDEREA

CLUJ-NAPOCA
Piata 1Mai nr.3
Telex: 31364 Tel. 32047

PRODUCE:

ABRAZIVI PE SUPORT PENTRU SLEFUIREA TUTUROR TIPURILOR DE MATERIALE

- Foi (coli)
- Discuri
- Rulouri
- Benzi fără sfîrşit
- Benzi fără sfîrşit secţionate
- Discuri lamelare spintecate

PROSPECTUL DE PREZENTARE A GAMEI SORTIMENTALE DE ABRAZIVI PE SUPORT SE POATE OBTINE CONTRA COMANDA FERMA DE LA I. CARBOCHIM (CABINETUL TEHNIC)
LA CERERE SE LIVREAZA SI CODUL CARBOCHIM SI CODUL NURP AL SORTIMENTELOR INDICATE

EXPORTATOR

MINERALIMPORTEXPORT
BUCURESTI 70033 Bd. Republicii nr. 16
Tel 139167 Telex 118736 ROMANIA

INTREPRINDEREA DE RADIATOARE, ECHIPAMENT METALIC, OBIECTE ȘI ARMĂTURI SANITARE

IREMOAS
IREMOAS
IREMOAS
IREMOAS

URBIS
URBIS
URBIS

Sub marca URBIS, Intreprinderea de Radiatoare, Echipament Metalic, Obiecte și Armături Sanitare — IREMOAS — București realizează o gamă largă de produse pentru construcții :

— armături sanitare ;
— feronerie pentru uși și ferestre ;
— radiatoare din fontă și oțel ;
— căzi de baie și de duș ;
— tîmplărie metalică

Under the URBIS trade mark, the Enterprise of radiators, metal equipment and sanitary fittings (IREMOAS)—București manufactures a wide product range for the building industry :

— sanitary fitting ;
— trimming for doors and windows ;
— cast iron and steel radiators ;
— bath and shower tubs ;
— metal joinery

București, Str. Preciziei Nr. 5, Sector 6 ·
cod. 77.562
Telefon 60 32 90 ; 60 51 83 ; 60 71 55
Telex 10 575

E 3280

METALURGIA

R 1991 -01- 02

6

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XLI • NR. 6 • IUNIE 1990

INTREPRINDEREA

CARBOCHIM CLUJ

CLUJ-NAPOCA
Piata 1Mai nr.3
Telex: 31364 Tel. 32047

PRODUCE:

ABRAZIVI PE SUPORT PENTRU SLEFUIREA TUTUROR TIPURILOR DE MATERIALE

Foi (coli)

Discuri

Rulouri

Benzi fără sfirșit

Benzi fără sfirșit secționate

Discuri lamelare spintecate

PROSPECTUL DE PREZENTARE A GAMEI SORTIMENTALE DE ABRAZIVI PE SUPORT SE POATE OBTINE CONTRA COMANDA FERMA DE LA I. CARBOCHIM (CABINETUL TEHNIC)
LA CERERE SE LIVREAZA SI CODUL CARBOCHIM SI CODUL NURP AL SORTIMENTELOR INDICATE

EXPORTATOR

MINERALIMPORTEXPORT ROMANIA

MINERALIMPORTEXPORT

BUCURESTI 70033 Bd. Republicii nr.16
Tel 139167 Telex118736 ROMANIA

1991 JAN 1

METALURGIA

Anul 2 Nr. 6 Iulie 1990

CUPRINS

Semenescu, A., Teoreanu, P., Pivniceru, R. și Petcu, C.: **Utilizarea căptușelilor refractare dolomitice pentru cuptoarele rotative tubulare din industria metalurgică** 269

Zăman, Fl., Ene, P., Circo, T. și Popescu, T.: **Posibilități tehnologice de elaborare a oțelurilor cu implicare limitată de crom destinate cablurilor de tracțiune** 271

Nicolae, Maria: **Aspecte tehnologice referitoare la rafinarea ferosiliciului cu siderită** 274

Șaban, R., Gheorghe, D., Dumitrescu, C., Bunea, D., Zamfir, Simona, Ciucă, S., Bojin, D. și Constantin, N.: **Cercetări privind influența tratamentelor termochimice asupra durabilității în serviciu a sculelor specifice fabricației țevilor laminate la rece** 277

Trușculescu, M., Șerban, A.V. și Răduță, A.: **Benzi din materiale amorfe magnetice moi** 283

Chelu, Gh.: **Cercetări privind influența temperaturii, vitezei de deformație și gradului de deformare asupra rezistenței la deformarea plastică pentru oțelurile inoxidabile feritice** 289

Coșmeleață, Georgeta, Marin, M. și Bane, M.: **Cercetări privind comportarea la dilatare termică a fontelor cenușii cu modul de elasticitate sporit, utilizate în fabricația segmenților** 294

Chișamera, M., Sofroni, L. și Ripoșan, I.: **Creșterea eficacității procesului de modificare — baza unor noi direcții de producere a fontelor modificate** . . . 299

Rusu, M.: **Cercetări privind utilizarea unor vopsele pentru creșterea rezistenței suprafeței formelor crude** 304

Buzilă, S., Cocolaș, S., Săbău, Teodora și Dabija, R. **Curățirea termochimică a pieselor turnate din oțel** . . 307

Wanyorek, C.: **Coordonarea modificărilor de structură (determinate tehnologic) ale matricei metalice — cu mecanismele prin care se creează, dozat, starea de ecruisare, de dezechilibrare metastabilă a rețelei matriceale, ca proces unic de influențare a proprietăților mecanice ale acestei matrice.** . . . 311

REVISTA REVISTELOR 276, 282, 293, 298, 310

RECENZIE 306

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI
ELENA PÂRVU
Tehnoredactor: MARIETA RUBȚOV

„UNIVERSUL" — c. 2200 Lei 15

CONTENTS

DC: 666.76 : 666.763.4

Semenescu, A., Teoreanu, P., Pivniceru, R. and Petcu, C.: **The use of the dolomitic refractory lining in tubular rotary furnaces in metallurgical industry**

The article is a study on the use of dolomitic refractory materials when lining the rotary furnaces, showing the advantages offered by these refractory materials and recommending how to use them in these furnaces.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 269–270

DC: 669.14 : 669.26

Zăman, Fl., Ene, P., Circo, T. and Popescu, T.: **Technological steelmaking methods for limiting the chrome impurities in steels for lood ropes**

The paper presents certain worldwide technological solutions for steelmaking for load ropes and certain results of the authors own experiments on electric arc furnace steel-making of these steels. The authors highlight the main thermodynamic and kinetic factors which contribute to limit the chrome impurities; on this basis they recommend the following measurements: the selection of the metal charge, the most advanced oxidation during the melting phase and immediately after it.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 271–273

DC: 669.054 : 669.15'782.198

Nicolae, Maria: **Thermodynamic aspects of ferrosilicon refining with siderite**

By analysing the results obtained through the thermodynamic calculations carried out, it results that the reactions which took place when refining ferrosilicon with siderite do not reach the equilibrium of the resulting CO and CO_2, thus eliminating it from the system. The reactions are exothermal and practically, possible at every temperature, the free enthalpy being always negative. Aluminium and silicon oxidation is stronger by FeO than by CO_2. Silicon losses are quite large (although smaller than at the oxidation with technical oxygen); that is the reason why measures should be taken in order to protect it in this case too.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 274–276

DC: 621.78 : 621.774.1

Şaban, R., Gheorghe, D., Dumitrescu, C., Bunea, D., Zamfir, Simona, Ciucă, Ş., Bojin, D. and Constantin, N.: **Researches on the influence of heat treatment on the service life of tools for cold rolled pipes**

Metalurgia 42, (1990), nr. 6, p. 277–282

DC: 669.14–418

Trușculescu, M., Șerban, A.V. and Răduță, A.: **New magnetic amorphous material strips**

The paper presents the researches on the manufacturing and characterization of certain amorphous alloys belonging to the Fe–B–Si–C and Fe–Cr–Mn–P–C family.

The authors point out the way of selecting the process parameters of manufacturing amorphous strips, with the required sizes as well as the investigation methods to confirm this amorphous state.

The determination of the magnetic characteristics (M_s, $\mu_{max.}$, λ_s, H_c) highlights the good behaviour of these alloys, which is a condition of their use as new magnetic materials.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 283–288

DC: 669.131.62 : 536–413

Chelu, Gh.: **Researches on the influence of the temperature, deformation speed and degree on the plastic deformation strength in ferritic stainless steels**

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 289–293

DC: 669.131.62.536.413

Coșmeleață, Georgeta, Marin, M. and *Bane, M.*: **Researches on the behaviour of high elasticity grey cast iron at thermal expansion, used in ironmaking**

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 294–298

DC: 669.131.622

Chișamera, M., Sofroni, L., and Ripoșan, I.: **The increase of the modification process efficience – a basis for the new method of modified iron manufacturing**

The hot metal treatment in the furnace, ladle or mould obtained by rapid cooling (over 300° C/s) has determined the production of nodular graphite (min. 0,018 Mg_{rem}) vermicular graphite (min. 0,01 % Mg) or coral graphite (main 0,005 % Mg_{rem}), according to the added qantity of particles.

Active iron particles contain 1800–3500 nodules/mm² with a size of below 1λ m and react through the modifying elements – compact graphite germs – and through the microcooler effect.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 299–303

DC: 667.621 : 744.541

Rusu, M.: **The use of different types of paint in order to enhance the surface strength of green sand moulds**

The article analyses the possibilities of using certain sodium and graphite silicate solutions in order to enhance the surface strength of green sand moulds.

On the basis of the experiments, the author determines the optimum value of the density of the sodium silicate solution (1,2 g/cm³) which is used for impregnation, so as to obtain high values of foundry sand strength.

The optimum density solution is applied in foundries with a 5 – 10 % graphite addition, thus the reinforcement is done by CO_2, hot air.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 304–306

DC: 621.747

Buzilă, S., Cocolaș, S., Săbău, Teodora and Dabija, R.: **Thermochemical cleaning of steal castings**

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 307–310

DC: 621.745

Wanyorek, C.: **Coordination of the technologically determined structural modifications of the metallic matrix with the mechanisms by which there is, gradually, created the cold-hardening state of the matrix, as exclusive process able to influence the mechanical properties of the matrix**

Metalurgia 42 (1o990), nr. 6, p. 311–320

INHALT

DK : 666.76 : 666.763.4

Semenescu, A., Toreanu, P., Pivniceru, R. und Petcu, C.: **Einsatz der feuerbeständigen dolomitischen Auskleidungen bei den Drehrohröfen in der metallurgischen Industrie**

Der Artikel analysiert den Einsatz der feuerbeständigen dolomitischen Werkstoffe bei den Drehrohröfen, indem auf die Vorteile und einige Einsatzhinweise hingewiesen wird.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 269—270

DK : 669.14 : 669.26

Zaman, Fl., Ene, P., Circo, T. und Popescu, T.: **Verfahrenstechnische Herstellungsmöglichkeiten von Zugseilstählen mit einem begrenzten Chromverunreinigungsgrad**

In der vorliegenden Arbeit werden einige verfahrenstechnische, weltweit bekannte Lösungen, für die Herste lung von Zugseilstählen, sowie einige eigene Versuchsergebnisse, angesichts der Herstellung im Elektrolichtbogenofen der betreffenden Stähle, dargestellt.
Die wichtigsten thermodynamischen und kinetischen Faktoren die bei der Begrenzung der Chromverunreinigungen beitragen werden hervorgehoben, u.zw.: Auswahl der metallischen Ladung, eine hohe Oxydierung während des Schmelzens und gleich nach dem Giessen.

Metalurgia 42(1990), nr. 6, p. 271—273

DK : 669.054 : 669.15.782.189

Nicolae, Maria: **Thermodynamische Ansichten zur Raffination des Ferrosiliziums mit Eisenspat**

Mittels der Analyse der auf Basis von thermodynamischen Rechnungen ermittelten Ergenbissen ist hervorgegangen, dass die Reaktionen die während der Raffination des Ferrosiliziums mit Eisenspat stattfinden, praktisch nie das CO—und CO_2—Gleichgewicht erreichen und werden aus dem System beseitigt. Die betreffenden Reaktionen sind exotherm und möglich bei jedwelcher Temperatur, der Wert der freien Enthalpie ist immer negativ. Die Oxydierung des Aluminiums und des Siliziums ist stärker mit FeO als mit CO_2. Die Siliziumverluste sind ziemlich gross (obwohl sie geringer als im Falle der Oxydierung mit technischem Sauerstoff sind), was ein Grund für deren Schutz ist.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p.

DK : 621.78 : 621.774.1 274—276

Şaban, R., Gheorghe, D., Dumitrescu, C., Bunea, D., Zamfir, Simona, Ciucă, S., Bojin, D. und Constantin, N.: **Erforschungen angesichts des Einflusses der thermochemischen Behandlungen auf der Dauerhaltbarkeit der für die Herstelung von kaltgewalzten Rohren spezifischen Werkzeuge**

Metalurgia 42, (1999) nr. 6, p. 277—282

DK : 669.14—418

Truşculescu, M., Şerban, A. V. und Răduţă, A.: **Bänder aus amorphen neuentwickelten magnetischen Werkstoffen**

Die Arbeit beinhaltet einige Erforschungen betreffs der Herstellung und Kennzeichnung einiger amorphen Legierungen aus der Familie Fe—B—Si—C und Fe—Cr—Mn—P—C.

Es wird auf der Auswahlweise der Prozessparameter der Herstellung einiger amorphen Bänder mit den gezielten Ausmassen, sowie auf den Ermittlungsmethoden für die Bestätigung des amorphen Zustands hingewiesen.

Die Darstellungen der magnetischen Eigenschaften (M_s, l'_{max}, λ_s, H_c,) haben das gute Verhalter der besprochenen Legierungen hervorgehoben, indem die Einsatzaussichten als weiche magnetische Werkstoffe angeboten werden.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 283—288

DK : 669.131.62 : 536—413

Chelu, Gh.: **Erforschungen angesichts des Einflusses der Temperatur, der Verformungsgeschwindigkeit und des Verformungsgrads auf den Verformungswiderstand der ferritischen rostfreien Stähle**

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 289—293

DK : 669.131.62.536.413

Coşmeleaţă, Georgeta, Marin, M. und Bane, M.: **Erforschungen angesichts des Verhaltens während der thermischen Ausdehnung des Graueisens mit erhöhten Elastizitätsmodul, mit Einsatz im Bereich der Roheisenherstellung**

Metalurgia 42(1990), nr. 6, p. 294—298

DK : 669.131.622

Chişamera, M., Sofroni, L. und Ripoşan, I.: **Erhöhung der Wirksamkeit des Umwandlungsprozesses anhand einiger neuen Herstellungsverfahren des umgewandelten Roheisens**

Die Behandlung des flüssigen Roheisens im Ofen, in der Pfanne oder in der Giessform mit aktiven Roheisenkörner, mit einem Inhalt von Mg, Ca, Ce, Ba usw., die durch Schnellkühlung erzielt wurden (über 300 °C/s), hat die Erhaltung des Kugelgraphits (von min. 0,018 % Mg_{rem}), des Vermikulargraphits (min. 0,01 % Mg_{rem}) oder des Korallgraphits (min. 0,005 % Mg_{rem}) abhängig von der hinzugefügten Kornmenge, bestimmt.

Die aus aktivem Roheisen hergestellten Körner enthalten 18000 ... 35 000 Knoten/mm², mit Ausmassen viel unter 1µm. Sie handeln anhand der Einführung von Umwandlungselementen, der kompakten Graphitkeime und des Mikrokühlmitteleffekts.

Metalurgia 42(1990), nr. 6, p. 299—303

DK : 667—621 : 621.744.541

Rusu, M.: **Einsatz einiger Farben bei der Erhöhung des Oberflächenwiderstands von Nassgussformen**

Die Arbeit analysiert die Einsatzmöglichkeiten einiger Natrium-und Graphitsilikatlösungen mit dem Ziel der Erhöhung des Oberflächenwiderstands der Nassgussformen.

Anhand den durchgeführten Untersuchungen wurde die optimale Dichte der Natriumsilikatlösung (1,2 g/cm³) mit der die Imprägnierung ausgeführt wird, sodass hohe Werte des Widerstands der Formmasse erzielt können.

Die Lösung, die eine optimale Dichte aufweist, wird in der Giesserei mit einem Zusatz von 5 — 10 % Graphit angewandt, indem die Härtung mit CO_2 und Warmluft ausgeführt wird.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 304—306

DK : 621.747

Buzilă, S., Cocolaş, S., Săbău, Teodora und Labija, R.: **Thermodynamische Reinigung von Stahlgussstücken**

Metalurgia 42 (1990) nr. 6, p. 307—310

DK :621.745

Wanyorek, C.: **Netzfehler sind nicht (unmittelbar „Verursachende"**

Netzfehler sind „Verursachte" — als Auswirkung von das Netzgleichgewicht störenden Faktoren, die wirksam sind während der Entstehung (aus dem flüssigen oder feste Zustand) der Kristallstrukturen vom Matrix-Kristallen — oder nachher.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 311—310

SOMMAIRE

CD : 666.76 : 666.763.4

Semenescu, A., Teoreanu, P., Pivniceru, R. et Petru, C. : **L'utilisation dans l'industrie métallurgique des revêtements refractaires dolomitiques pour les fours rotatifs tubulaires**

Les auteurs présentent les avantages des refractaires dolomitiques utilisés afin de revêtir des fours rotatifs.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 269—270

CD : 669./4 : 669.26

Zăman, Fl., Ene, P., Circo, T. et Popescu, T. : **Possibilités technologiques d'élaboration des aciers à impurification limitée de chrome utilisés pour les câbles de traction**

Les auteurs présentent certaines technologies appliquées à l'echelle mondiale dans le domain de l'élaboration des aciers utilisés pour les câbles de traction. On présente également certains résultats obtenus à la suite des expériments effectués concernant l'élaboration de ce type d'acier dans les fours électriques à arc.

Les auteurs mentionnent les principaux facteurs thermodynamiques et cinétiques qui limitent l'impurification par chrome et proposent les suivantes mesures : la séléction de la charge métallique, un haut degré d'oxydation au cour et après la fusion.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 271—273

CD : 669.054 : 669.15'782.198

Nicolae, Maria : **Aspects thermodynamiques concernant le raffinage du ferrosilicium par le sidérite**

A partir des résultats obtenus à la suite des calcules thermodynamiques effectués, on constate que les réactions qui ont lieu au cours du raffinage du ferrosilicium par le sidérite ne sont jamais en équilibre parce que CO et CO_2 resultés quittent le système. Les réactions sont exothermes et peuvent avoir lieu à n'importe que le température : la valeur de l'entalpie libre est toujours négative. L'oxydation de l'aluminium et du silice par FeO est plus forte que l'oxydation par CO_2. Les pertes en silicium sont assez élevées (quoique moins qué l'oxydation par l'oxygène technique) et à ce but sont nécessaires des mesures pour le protéger.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 274—276

CD : 621.78 : 621.774.1

Şaban, R., Gheorghe, D., Dumitrescu, C., Bunea, D., Zamfir Simona, Ciucă, S., Bojin, D. et Constantin, N. : **Recherches concernant l'influence des traitements thermochimiques sur la durabilité en fonction des outils utilisés au cours de la fabrication des tubes laminés à froid**

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 277—282

CD : 669.14—418

Truşculescu, M., Şerban, A. V. et Răduţă, A. : **Bande en matières amorphes magnétiques ductiles**

Les auteurs présentent les recherches concernant l'élaboration et les caractéristiques de certains alliages amorphes de la famille Fe—B—Si—C et Fe—Cr—Mn—P—C.

On propose la manière de sélectionner les paramètres du processus d'élaboration afin d'obtenir des bandes amorphes aux dimensions désirées de même que les méthodes d'investigation pour confirmer l'état amorphe.

Les caractéristiques magnétiques obtenues (M_s, λ_{max} λ_s, H_c) ont mise en évidence une bonne tenue en service de ces alliages qui pourront être utilisés en tant que matières magnétiques ductiles.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 283—288

CD : 669.131.62 : 536—413

Chelu, Gh. : **Recherches concernant l'influence de la température, de la vitesse de déformation et du degré de déformation sur la résistance à la déformation plastique des aciers inoxydables feritiques**

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 289—293

CD : 669.131.62.536.431

Coşmelcaţă, Georgeta, Marin, M. et Bane, M. : **Recherches concernant le comportement à la dilatation thermique des fontes grises à haute module d'élasticité utilisées pour la fabrication des fontes**

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 294—298

CD : 669.131.622

Chişamera, M., Sofroni, L. et Ripoşan, I. : **L'augmentation de l'efficacité du processus de modification — nouvelles directions dans la production des fontes modifiées**

Le traitement de la fonte liquide dans le four, dans la poche ou dans le moule avec des granules contenant Mg, Ca, Ce, Ba etc., obtenues par le refroidissement rapide (au dessus de 300 °C/s), a déterminé l'obtention du graphite nodulaire (minimum 0,018 % Mg_{rem}), vermiculaire (minimum 0,01 % Mg_{rem}) ou corale (minimum 0,005 % Mg_{rem}) en fonction de la qualité des granules ajoutées.

Les granules en fonte active contiennent 18 000 — 35 000 nodules/mm², dont les dimensions sont inferieures à 1μm, et actionnent par les éléments modificateurs, les germes compacts de graphite et par l'effet des microrefroidisseurs.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 299—303

CD : 667.621 : 621.744.541

Rusu, M. : **L'utilisation de certaines peintures pour l'augmentation de la résistance supérficielle des moules en sable vert**

L'article analyse la possibilité d'utiliser certaines solutions de silicate de sodium et de graphite afin d'augmenter la résistance superficielle des moules en sable vert.

A la suite des expériments effectuées, on a déterminé la valeur optima de la densité de la solution de silicate de sodium (1.2g/cm³) utilisée pour effectuer l'imprégnation afin d'obtenir de hautes valeurs de la résistance du sable de moulage.

La solution à densité optima s'utilise dans la fonderie en ajoutant 5—10% de graphite. Le durcissement est obtenu à l'aide de CO_2 et de l'air chaud.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 304—306

CD : 621.747

Buzilă, S., Cocoloş, S., Sabău, Teodora et Dabija, R. : **Le nettoyage thermochimique des pièces coulées en acier**

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 307—310

CD : 621.745

Wanyorek, C. : **La coordination des modifications structurales (déterminées par voie technologique) de la matrice métallique—avec les mechanismes par lesquels on crée l'état d'écroissage, de déséquilibrium métastable du réseau de matrice en tant que processus unique qui influence les propriétés mécaniques de cette matrice**

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 311—320

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 666.76: 666.763.4

Семенеску, А., Теореану, П., Пивничеру, Р. и Петку, К.: **Применение огнеупорных доломитовых футеровок для трубчатых вращающихся печей в металлургической промышленности**

В работе изучается применение огнеупорных доломитовых материалов при футеровке вращающихся печей, представляя преимущества и указания их применения в этих печах.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 269—270

ДК: 669.14:669.26

Зэман, Ф., Ене, П., Чирко, Т. и Попеску, Т.: **Технологические возможности выплавки сталей с ограниченной загрязненностью хромом для тяговых канатов**

В работе представлены некоторые технологические решения, примененные на мировом уровне для выплавки сталей тяговых канатов и некоторые результаты собственных исследований по выплавке этих сталей в электродуговых печах. Выявлены основные термодинамические и кинетические факторы которые конкурируют при ограничении загрязнения хромом, на основе которых избраны следующие меры: отбор металлической шихты, более авансированное окисление при плавлении и сразу после нее.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 271—273

ДК: 669.054: 669.15'782.198

Николае, Мария: **Термодинамические аспекты относительно очистки сидеритом ферросилиция**

Анализируя полученные результаты из проведенных термодинамических расчетов, следует, что реакции имеющие место при очистке сидеритом ферросилиция практически никогда не достигают равновесия полученного CO и CO_2, выделяясь из системы.

Реакции являются экзотермическими и практически возможные при любой температуре; величина термопотенциала всегда отрицательная. Окисление алюминия и силиция сильнее FeO чем CO_2. Потери силиция достаточно большие (хотя меньше чем при окислении техническим кислородом), в этом случае неоходимо принять меры по его охране.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 274—276

ДК: 621.78: 621.774.1

Шабан, Р., Георге, Д., Думитреску, К., Бумеа, Д., Замфир, Симона, Чюкэ, С., Божин, Д. и Константин, Н.: **Исследования по влиянию термодинамических обработок на срок службы инструментов специфических производству холоднопрокатанных труб**

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 277—282

ДК: 669.14-418

Трушкулеску М., Шербан, А. В. и, Рэдуцэ, А.: **Ленты из новых магнитных аморфных материалов**

Работа представляет исследования по выплавке и характеризованию аморфных сплавов Fe—B—Si—C и Fe—Cr—Mn—P—C.

Указывается способ выбора параметров процесса выплавки для получения аморфных лент, имея желаемые размеры, а также и методы изыскания для подтверждения аморфного состояния.

Определения магнитных характеристик (M_s, μ_{max}, λ_s, H_c) выявили хорошее поведение этих сплавов, предоставляя перспективу их применения как новые магнитные материалы.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 283—288

ДК:669.131.62: 536-413

Келу, Г.: **Исследования относительно влияния температуры скорости деформации и степени деформации на сопротивление пластической деформации нержавеющих ферритных сталей**

Metalurgia 42 (1990). nr. 6, p. 289—293

ДК: 669.131.62:536.413

Кошмеляцэ, Джорджета, Марин, М. и Бане, М.: **Исследования относительно поведения при термическом расширении серых чугунов с повышенным модулем упругости используемые при изготовлении чугунов**

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 294—298

ДК: 669.131.622

Кишамера, М., Софрони, Л. и Рипошан, И.:

Повышение эффективности процесса модификации-основа новых направлений производства модифицированного чугуна

Обработка жидкого чугуна в печи, ковше или в литейной форме зернами активного чугуна содержащий Mg, Ca, Ce, Ba и др., полученные быстрым охлаждением (более 300°C/c), определила получение шаровидного графита (мин. 0,018%Mg_{oct}), вермикулярного (мин. 0,01%Mg_{oct}) или корал (мин. 0,005% Mg_{oct}), в зависимостя от добавленного количества зерен.

Зерна из активного чугуна содержит 18000 ... 35000 нодулей/мм², преобладая размеры менее 1 μ, действуя введением модифицирующих элементов, плотных зародышей графита и эффектом микроохладителей.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 299—303

ДК: 667.621: 621.744.541

Русу, М.: **Применение красок для повышения поверхностного сопротивления сырых форм**

Изучается возможность применения некоторых растворов силиката натрия и графита для повышения поверхностного сопротивления сырых форм.

Было определено оптимальное значение плотности раствора силиката натрия (1,2 г/см³) с помощью которого пропитывается, так чтобы получить высокие значения сопротивления формовочной смеси.

Раствор с оптимальной плотностью применяется в литейных цехах с добавкой 5—10% графита, затвердевание реализуется CO_2 горячим воздухом.

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 304—306

ДК: 621.747

Бузилэ, С., Коколаш, С., Сэбэу, Теодора и Дабижа, Р.: **Термохимическая очистка стальных отливок**

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 307—310

ДК: 621.747

Ваниорек К.: Координация структурных изменений (технологически определенных) металлической матрицы — механизмами которыми реализуется, дозировано, состояние наклепа, метастабильное рассогласование матричной сеть, как единственный процесс влияния механических свойств этой матрицы

Metalurgia 42 (1990), nr. 6, p. 311—320

METALURGIA 6
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE 1990

Utilizarea căptușelilor refractare dolomitice pentru cuptoarele rotative tubulare din industria metalurgică

Ing. A. Semenescu, ing. P. Teoreanu, ing. R. Pivniceru și ing. C. Petcu
IPROMET

CZ : 666.76 : 666.763.4

În condițiile necesității eliminării importului și reducerii cheltuielilor de producție pe materiale și energie, introducerea pe scară largă a produselor dolomitice la cuptoarele rotative tubulare ar aduce certe avantaje industriei.

Cuptorul rotativ, pe lungimea lui, începînd de la capul rece (încărcarea materialului), cuprinde următoarele zone tehnologice : de uscare și preîncălzire, de calcinare, de sinterizare (ardere, clincherizare) și de răcire. În fiecare din această zonă, în funcție de condițiile de funcționare, sînt utilizate materiale refractare corespunzătoare (fig. 1). Este luat în considerare și faptul că rotirea cuptorului are loc în stare încălzită și că, în asemenea condiții, căptușeala este mai sensibilă la fisurare mecanică și termică decît într-un cuptor staționar. În toate zonele căptușeala este supusă acțiunii de uzură și eroziune a materialelor în mișcarea în aval.

În România, formele și dimensiunile cărămizilor refractare pentru cuptoarele rotative sînt prevăzute în STAS 6502-81, iar condițiile tehnice de calitate în STAS 2815-81, pentru sorturile silico-aluminoase. Pentru cele magnezitice și magnezio-cromitice se folosesc STAS-urile de uz general 8347-76 și 8348-76. De asemenea, STAS 6502-81 precizează formatul, dimensiunile și numărul cărămizilor (nomograma), care se pot folosi atît la înzidire, în funcție de diametrul cuptorului (între 2 și 6 m), cît și la zona din cuptor.

În ultima perioadă au căpătat o largă utilizare cărămizile dolomitice în : metalurgie, industria constructoare de mașini și în industria cimentului și a varului.

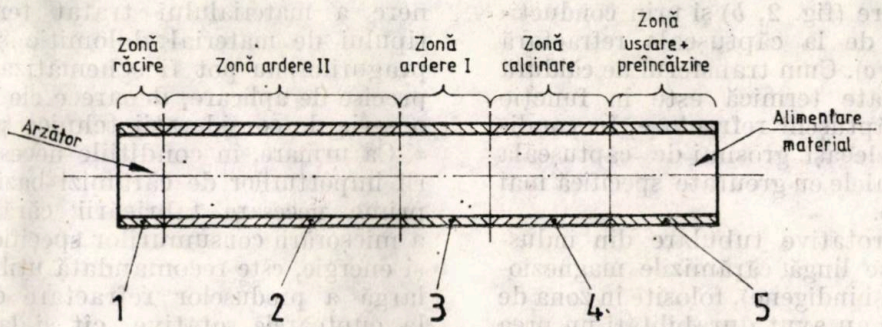


Fig. 1. Căptușeala refractară a cuptorului rotativ : *1* — produse superaluminoase cu rezistență mare la fisurare ; *2* — produse magneziene (bazice) ; *3* — produse superaluminoase ; *4* — produse din șamotă densă, cu rezistență la uzură și șoc termic ; *5* — produse din șamotă densă, cu rezistență mare la uzură și șoc mecanic

În metalurgie, cărămizile dolomitice se utilizează pentru căptușirea convertizoarelor tip LD pentru elaborat oțel, a instalațiilor de tratare a oțelului în vid tip VAD-VOD, RH, DH, a oalelor de turnare a oțelului și a cuptoarelor rotative tubulare pentru dolomită, var, cocs.

Avantajele folosirii acestor produse refractare sînt date de proprietățile produselor dolomitice, și anume :

— favorizează desfășurarea procesului metalurgic, contribuind la obținerea unei purități înalte a metalului obținut prin elaborare ;

— prețul produselor dolomitice este de 2,3 — 2,5 ori mai mic decît cel al produselor magnezitice sau superaluminoase, folosite în aceleași zone tehnologice ;

— datorită căldurii specifice mari, dolomita se comportă ca un rezervor de căldură, fapt care duce la creşterea randamentului energetic al cuptorului;

— greutate specifică mare ($\gamma = 2{,}8 - 3$ kg/dm^3), apropiată de cea a produselor bazice ($\gamma = 2{,}9 - 3$ kg/dm^3), faţă de produsele aluminoase ($\gamma = 2{,}2 - 2{,}3$ kg/dm^3).

Pentru a evidenţia influenţa acestui ultim factor, se poate lua ca exemplu un cuptor tubular rotativ. Este cunoscut faptul că transferul de căldură de la flacăra arzătorului acestui tip de cuptor şi gaze arse, la materialul supus prelucrării termice, se face prin convecţia şi radiaţia gazelor arse (fig. 2, *a*), radiaţia

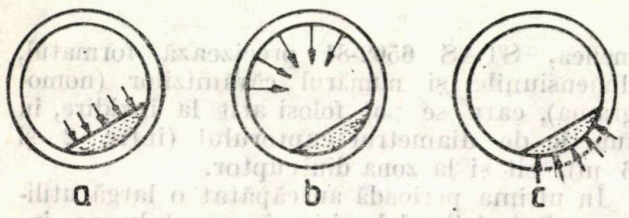


Fig. 2. Reprezentarea schematică a transferului de căldură: *a* — transfer de căldură prin convecţia şi radiaţia gazelor arse; *b* — transfer de căldură prin radiaţia căptuşelii refractare; *c* — transfer de căldură prin conductibilitate termică

căptuşelii refractare (fig. 2, *b*) şi prin conductibilitatea termică de la căptuşeala refractară la material (fig. 2, *c*). Cum transferul de căldură prin conductibilitate termică este în funcţie şi de greutatea căptuşelii refractare, în condiţiile utilizării aceleeaşi grosimi de căptuşeala refractară, materialele cu greutate specifică mai mare, sînt optime.

La cuptoarele rotative tubulare din industria cimentului, pe lîngă cărămizile magnezio-cromitice (import şi indigene), folosite în zona de clinchetizare, care au avut durabilităţi nu prea ridicate, s-au încercat şi diverse sorturi de cărămizi dolomitice (tip România — ICEM + + ICPILA — legate cu gudron, tip dalosinter R.F.G. — legate cu gudron şi tip Sindaform R.F.G. — legate ceramic). În momentul de faţă, cărămizile legate ceramic s-au dovedit mai bune, avînd durabilităţi superioare cărămizilor magnezio-cromitice de cea mai bună calitate.

Încercările efectuate cu cărămizi dolomitice legate cu gudron din import (la cuptoarele rotative mari) şi din ţară (la cuptoarele tip CR 800, Ø = 4m), deşi neconcludente şi inferioare celor magnezio-cromitice sau dolomitice legate ceramic, vor fi continuate, deoarece este posibil ca aceste rezultate să se fi datorat unor factori legaţi de condiţiile specifice în care aceste cărămizi se păstrează şi se folosesc.

La modernizările făcute cuptoarelor rotative, IPROMET a proiectat căptuşeala refractară a acestora pentru zona de ardere (sinterizare) cu produse dolomitice cu gudron şi în zonele adiacente cu cărămizi magnezio-cromitice, folosind şi formate speciale pentru praguri de reţinere a materialului tratat termic. Alegerea tipului de material dolomitic şi dimensiunile pragurilor nu pot fi schematizate, cu limite precise de aplicare, deoarece ele sînt dictate de o serie de consideraţii tehnice şi economice.

Ca urmare, în condiţiile necesităţii diminuării importurilor de cărămizi bazice sau materii prime necesare fabricării cărămizilor bazice, a micşorării consumurilor specifice de materiale şi energie, este recomandată utilizarea pe scară largă a produselor refractare dolomitice atît la cuptoarele rotative, cît şi la alte agregate termice, la aceasta adăugîndu-se şi faptul că România deţine zăcăminte de dolomită de cea mai bună calitate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Deică, N. *Utilizarea raţională a produselor refractare.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1982.

[2] Inamuri, I. *Refractarele şi utilizarea lor.* Moscova, Ed. Metallurghiia, 1984.

Ing. Fl. Zăman și ing. P. Ene
ICEM
ing. T. Circo C.M.C.T.
mat. T. Popescu ICEM

Posibilități tehnologice de elaborare a oțelurilor cu impurificare limitată de crom destinate cablurilor de tracțiune

CZ : 669.14:669.26

Prezența cromului în oțelurile pentru cabluri de tracțiune are efecte negative asupra proceselor de prelucrare metalurgică, scăzînd plasticitatea la rece și sudabilitatea.

În limitele de max. 0,10% sau chiar sub 0,06% Cr se pot elabora oțeluri, luîndu-se următoarele măsuri :

— sortarea riguroasă a încărcăturii metalice și apovizionarea din exterior cu fier vechi special, astfel încît să se asigure <Cr> < 0,10m (prin folosirea unei încărcături din fontă și brichete prereduse) ;

— evitarea adiționării cromului în cursul elaborării din căptușeala cuptorului sau din amestec de feroaliaje ;

— oxidarea cromului existent în încărcătură și limitarea regenerării din zgură.

Problema elaborării oțelurilor cu conținut ridicat de carbon cu impurificare limitată în elemente reziduale (printre care și cromul) este rezolvată în mod diferit de fiecare uzină producătoare, avîndu-se în vedere condițiile specifice de aprovizionare cu materii prime și de dotare tehnică.

Astfel, Combinatul Krivoirog, U.R.S.S., elaborează oțeluri pentru cabluri de tracțiune în cuptoare Martin de 600 t, cu încărcătură de 53 — 55% fontă, lucru care nu pune probleme în realizarea unor conținuturi scăzute ale elementelor reziduale [1], aceeași metodă practicîndu-se și la Combinatul metalurgic Trineč, R.S.C., pentru oțeluri de șină și cabluri [2].

În cuptoarele electrice, tehnologia de elaborare a oțelurilor cu oprirea oxidării la conținutul de carbon prescris al mărcii este înlocuită cu tehnologia de oxidare totală și recarburare. Aceasta prezintă avantajul oxidării avansate a unor impurități (P,S) și elemente reziduale (Cr), fiind viabilă în condițiile în care se dispune de instalații de separare a zgurii la evacuarea din agregatul de topire și de instalații de recarburare.

Astfel, încă din 1977, în Europa de Vest, oțelurile pentru șine de cale ferată se produceau prin insuflare în convertizor la conținuturi joase de carbon și recarburare și aliere în oală [3]. Firma Thyssen a trecut la fabricarea oțelurilor dure (șine de cale ferată, oțel pentru forjă, unele calități de sîrmă) de la tehnologia „cath-carbon heats" la tehnologia cu afinare B.O.F. (carbon 0,05 — 0,07%) și recarburare atît în timpul evacuării, cît și în instalația de tratare în vid (RH sau DH) [3], iar la firma SSAB Luleå după afinarea la cca 0,08%C, în timpul evacuării se adaugă SiC și grafit pentru 0,35 — — 0,40% carbon, și apoi, prin insuflare de pulbere de grafit în oală, se ajunge la conținuturi de 0,60 — 0,70% C [4].

În Japonia, firma Nisshin Steel folosește procedeul LD — VAD pentru producerea oțelurilor de calitate cu carbon ridicat, realizînd afinare la cca 0,06 %C în convertizor, urmată de dezoxidare și recarburare în instalația VAD [3].

Analiza posibilităților de oxidare a cromului la conținuturi mici în topituri feroase

După terminarea topirii, cromul este amestecat cu baia metalică unde se oxidează cu FeO liber din zgură, obținîndu-se pentru conținuturi sub 5% Cr, cromit sau Cr_2O_3, conform reacțiilor :

$$2\,[Cr] + [Fe] + 4\,[O] = (FeO \cdot Cr_2O_3) \quad (1)$$

$$2\,[Cr] + 3(FeO) = (Cr_2O_3) + 3[Fe] \quad (2)$$

Pentru reacția (2), variația energiei libere și a constantei de echilibru cu temperatura va fi următoarea :

$$\Delta C^\circ_T = -477885 + 221{,}1\ T,\ J \quad (3)$$

$$\lg K_{Cr} = \frac{24953}{T} - 11{,}54$$

Din expresia raportului de repartiție :

$$L_{Cr} = \frac{(Cr)}{[Cr]} = K_{Cr} \cdot a^3_{FeO} \cdot \frac{f^2[Cr]}{\gamma Cr_2O_3} \quad (4)$$

Rezultă că oxidarea cromului este favorizată de următorii factori :

— temperatură relativ scăzută, reacția fiind exotermă și K_{Cr} scăzînd o dată cu temperatura ; temperatura de echilibru a reacției (2) dedusă din expresia (3) este de 1 888°C ;

— zgură cu putere de oxidare mare dată de un conținut ridicat de (FeO) și bazicitate corespunzătoare unei valori ridicate a activității (FeO) ;

— compoziţie chimică favorabilă a băii metalice.

Prezenţa C, Si, Mn frinează oxidarea cromului. O problemă de prim ordin, privind compoziţia băii metalice, este prezenţa carbonului care poate reduce oxidul de crom, conform reacţiei :

$$\frac{2}{3}(Cr_2O_3) + 2[C] = \frac{4}{3}[Cr] + 2\{CO\} \quad (5)$$

$$\Delta C^0_T = 545538 - 360{,}413\ T,\ J \quad (6)$$

$$\lg K_p = -\frac{28\,500}{T} + 16{,}38 \quad (7)$$

Constanta de echilibru a reacţiei (5) este dată de expresia :

$$K_p = \frac{f^{\frac{4}{3}}_{[Cr]} \cdot [\%Cr]^{\frac{4}{3}}}{\gamma_{Cr_2O_3}\frac{2}{3} \cdot N^{\frac{2}{3}}_{Cr_2O_3} \cdot f_c^2[\%\,C]^2} \quad (8)$$

$$\lg f_C = e^C_C[C] + e^{Cr}_C[Cr] =$$

$$= 0{,}22[C] - 0{,}036\ [Cr] \quad (10)$$

Alura curbelor de echilibru [C] — [Cr] pentru temperaturi cuprinse între 1 500 şi 1 600°C este prezentată în figura 1.

Din aceste curbe rezultă că pentru a se obţine un conţinut de [Cr] < 0,10% ar trebui să existe la echilibru maximum 0,50%C pentru temperatura de 1 500°C şi maximum 0,25%C pentru temperatura de 1 600 °C.

Tehnologia curentă de topire la un conţinut ridicat de carbon de 0,90 — 1,20% în oxidare parţială de 0,30 — 0,40 % carbon nu permite, din punct de vedere termodinamic, obţinerea unor conţinuturi de Cr mai mici de 0,10% decît în cazul menţinerii, pe toată durata şarjei, a unei temperaturi de max. 1 500°C. Acest lucru este practic imposibil de realizat mai ales în cazul necesităţii tratării ulterioare a oţelului

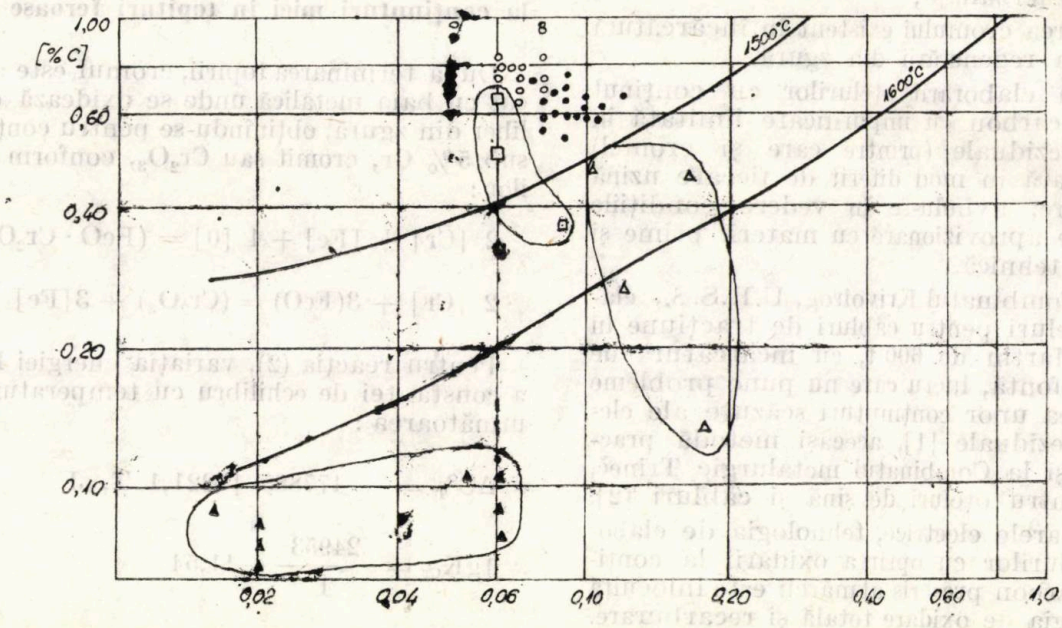


Fig. 1. Curbele de echilibru C — Cr: ○ puncte la oxidare ;
● puncte la turnare (tehnologie obişnuită) ;
△ puncte la topire ;
▲ puncte la oxidare ;
□ puncte la recarburare (tehnologie experimentală)

S-a calculat variaţia curbelor [C] — [Cr] în condiţii cît mai apropiate de cele existente în cuptorul electric cu arc pentru oţelurile carbon şi anume : zgură bazică cu 1%(Cr_2O_3), N Cr_2O_3 = 0,0041 ; P_{CO} = 1 atm.; $\gamma\ Cr_2O_3 = 1$; coeficienţii de activitate ai [Cr] şi [C] exprimaţi în condiţii de soluţie infinit diluată :

$$\text{Lg}\ f_{Cr} = e^{Cr}_{Cr}[Cr] + e^{C}_{Cr}[C] =$$

$$= 0{,}0035\ \ [Cr] - 0{,}12[C] \quad (9)$$

lichid şi în cazul cuptoarelor electrice de mare capacitate, care nu au instalaţii specializate de evacuare — separare a zgurii.

Din aceste considerente apare raţională tehnologia de topire oxidantă la un conţinut de carbon mai scăzut (max. 0,50%), urmată de oxidarea avansată, care să permită obţinerea unor conţinuturi de [Cr] < 0,10%, şi de recarburarea în afara cuptorului.

Rezultatele experimentale

Experimentarea tehnologiei cu oxidare avansată și recarburare în afara cuptorului s-a testat industrial. În figura 1 sînt prezentate rezultatele obținute la topire, sfîrșitul oxidării și recarburării pentru șarjele experimentate prin această tehnologie, comparativ cu tehnologia obișnuită cu oxidare parțială.

Procesul de oxidare s-a făcut în cuptor cu minereu de fier și oxigen, iar recarburarea în oala de turnare în timpul evacuării cu grafit praf.

Pornind de la conținuturi de $[C]_t = 0{,}30 - 0{,}71\%$ și $[Cr]_t = 0{,}10 - 0{,}16\%$, s-au obținut conținuturi de carbon la oprirea oxidării $[C]_0 = 0{,}05 - 0{,}11\%$ și $[Cr]_0 = 0{,}02 - 0{,}06\%$ cu rapoarte de repartiție $(Cr)/[Cr] = 7 - 14$ pentru șarjele industriale.

Asimilarea grafitului adăugat în timpul evacuării a fost cuprinsă între 75 și 85%.

După evacuare în oala de turnare, oțelul a fost tratat în instalația de vidare tip DH, 20—25 cicluri, la un nivel de vid de 10—20 torr, în special pentru omogenizarea chimică și termică.

În privința calității oțelului s-a observat o scădere a nivelului de impurificare la șarjele experimentale atît la incluziunile sulfidice, cît și la cele oxidice, iar gradul de segregare a carbonului în lingourile obținute a fost cuprins în limite obișnuite (abateri de $\pm 0{,}03\%$ față de media lingoului).

Încercările mecanice pentru cablul de tracțiune de 16(6 × 19), obținut din sîrmă Ø1 mm din oțel recarburat prin această tehnologie, au arătat că s-a atins o forță totală de rupere pe cablu de 12 500 — 14 000 daN față de 12 240 daN recomandat, un număr de îndoiri de 12 — 16 față de minimum 9 și un număr de răsuciri de 31 — 40 față de minimum 24 recomandat.

Experimentările efectuate au confirmat așa cum rezultă și din relația (11):

$$[\%\,Cr] = 1{,}05 < \%\,Cr > - \frac{G_z}{G_0},\ \%Cr \quad (11)$$

următoarele aspecte:

— necesitatea de a se acționa asupra principalelor căi care contribuie la minimizarea expresiei (11);

— selecționarea încărcăturii pentru micșorarea $<\%\,Cr>$;

— lucrul cu proporție sporită de zgură;

— favorizarea parametrilor care duc la oxidarea cromului (temperatură scăzută, conținut scăzut de carbon, Si și Mn, capacitate ridicată de oxidare a zgurii);

— recarburarea în oală evitînd regenerarea cromului din zgură.

BIBLIOGRAFIE

[1] Borodulin, A. E. ș.a. *Elaborarea oțelurilor pentru cabluri.* În: Stal, U.R.S.S., 1, 1974, p. 22 — 26.

[2] Riha, K. ș.a. *Carburarea în oală a oțelului elaborat în convertizoarele cu oxigen.* Simpozion Internațional Vsetin, R.S.C., oct., 1982.

[3] * * * *Secondary Steelmaking.* Londra, The Metal Society, 1978, p. 4 — 13, 29, 38.

[4] Huttunen, T. ș.a. *Injecția cărbunelui în oală la SSAB.* Luleå, Scaninject IV, Suedia, 1986.

Aspecte termodinamice referitoare la rafinarea ferosiliciului cu siderită

Dr. ing. Maria Nicolae
Institutul Politehnic București

CZ: 669.054 : 669.15'782.198

Rafinarea ferosiliciului în vederea micșorării conținutului de aluminiu se poate realiza prin oxidare sau clorurare.

Prelucrarea prin clorurare (cu clor gazos sau cu compuși pe bază de clor) este eficientă dar pune probleme deosebite în ceea ce privește manipularea și/sau protecția mediului. De aceea, cea mai indicată metodă rămîne oxidarea cu oxigen gazos, minereuri de fier și zguri sintetice.

În cele ce urmează lucrarea se referă la rafinarea ferosiliciului standard, cu ajutorul minereului de fier sub formă de carbonat (siderită).

Rafinarea ferosiliciului cu siderită

Rafinarea ferosiliciului cu siderită este un proces complex, care se desfășoară în mai multe etape:

— disocierea carbonatului de fier;

— oxidarea aluminiului și siliciului cu oxidul feros și cu bioxidul de carbon rezultați din procesul de disociere a sideritei;

— îndepărtarea produselor de oxidare din baia metalică.

Disocierea carbonatului de fier are loc conform reacției:

$$< FeCO_3 >_s \rightarrow < FeO >_s + \{CO_2\} \qquad (1)$$

$$\Delta H^0_{298} = 115.143, \text{ J/mol FeO}$$

Bioxidul de carbon rezultat poate reacționa cu oxidul feros după reacția:

$$3 < FeCO_3 >_s + \{CO_2\} \rightarrow < Fe_3O_4 >_s + 3\{CO\} \qquad (2)$$

$$\Delta H^0_{298} = -22.394, \text{ J/mol } Fe_3O_4$$

În principiu, cu cît evacuarea bioxidului de carbon din zona de reacție este mai lentă, cu atît amestecul $FeO + Fe_3O_4$ va conține mai mult Fe_3O_4. În condițiile concrete ale procesului studiat la temperatura de $\approx$ 1 600 °C, tensiunea de disociere a Fe_3O_4 fiind mult mai mare decît a FeO (de circa 10^3 ori) acesta este instabil. În plus, cea mai mare parte din CO_2 se consumă în reacțiile de oxidare a aluminiului și siliciului sau se evacuează rapid din baia metalică, datorită agitării puternice realizate de gazul purtător folosit la injecție. În aceste condiții se poate aprecia că proporția de Fe_3O_4 din amestecul $FeO + Fe_3O_4$ este foarte mică și deci poate fi neglijată.

Temperatura de disociere a carbonatului de fier calculată după relația [1]:

$$\lg K_p = \lg P_{CO_2} = -\frac{5430}{T} + 8{,}07 \qquad (3)$$

pentru $P_{CO_2} = 1$ atm, este de 673 K (400°C).

În cazul studiat, procesul de disociere avînd loc la temperaturi de cca 1 900 K, tensiunea de disociere este de $3{,}32 \cdot 10^5$ atm.

Dacă se ține seamă și de granulația sideritei injectate care este de 0,3 — 2 mm, în relația:

$$\ln P_{CO_2} = \frac{(G^0_{FeCO_3(s)} + G^0_{FCO_3(v)}) - G^0_{FeO(s)} + G^0_{FeO(v)} - G^0_{CO_2}}{RT} \qquad (4)$$

componenta de suprafață a entalpiei libere $G_{FeCO_3(s)}$ crește, ceea ce duce la creșterea și mai puternică a tensiunii de disociere.

Se poate trage concluzia că reacția de disociere are loc o dată cu o amploare foarte mare, iar bioxidul de carbon rezultat realizează o barbotare puternică a băii metalice.

De asemenea, trebuie să se menționeze faptul că, la temperatura de cca 1 600°C, CO_2 rezultat este foarte activ și poate participa la oxidarea aluminiului din ferosiliciu, contribuind la creștarea randamentului de rafinare, iar prin micșorarea necesarului de siderită contribuie la îmbunătățirea bilanțului termic al procesului.

Datele termodinamice ale procesului de rafinare a ferosiliciului cu $FeCO_3$ din siderită pot fi obținute pe baza legii lui Hess, folosindu-se schema:

$$- < FeCO_3 >_s = < FeO >_s + \{CO_2\}$$

$$- 2 < Fe >_s + \{O_2\} = 2 < FeO >_s$$

$$- \frac{4}{3} < Al >_s + \{O_2\} = \frac{2}{3} < Al_2O_3 >_s$$

$$- < Al >_s \rightarrow [Al]_1$$

$$- [Al]_1 \rightarrow [Al]_{1\%}$$

$$- < Fe >_s \rightarrow [Fe]_1$$

$$- [Fe]_1 \rightarrow [Fe]_{25\%}$$

A $3 <FeCO_3>_s + 2[Al]_{1\%} = <Al_2O_3>_s +$

$+ 3[Fe]_{25\%} + 3\{CO_2\}$ (5)

$\Delta G_1^0 = 103.985 - 154,5\ T,\ J$ [1]

$\Delta G_2^0 = -538.760 + 139,21T,\ J$ [1]

$\Delta G_3^0 = -1.078.020 + 185,4T,\ J$ [1]

$\Delta G_4^0 = \Delta G_{top\ Al}^0 = 10.463 - 11,21T,\ J$ [2]

$\Delta G_5^0 = -53.350 - 30,1\ T,\ J$ [1]

$\Delta G_6^0 = \Delta G_{topFe}^0 = 15.845 - 8,54,\ J$ [2]

$\Delta G_7^0 = RT \ln a_{Fe} = RT \ln 0,0086,\ J$ [3], [5]

$\Delta G_A^0 = -364.706 - 456,09\ T,\ J$ (6)

Expresia variaţiei constantei de echilibru cu temperatura este :

$$\lg K_{p_A} = \frac{19045}{T} + 23,82 \quad (7)$$

Oxidarea aluminiului din ferosiliciu cu bioxidul de carbon rezultat din disocierea carbonatului de fier din siderită are loc după următoarea reacţie :

B $3\{CO_2\} + 2[Al]_{1\%} = <Al_2O_3>_s +$

$+ 3\{CO\}$ (8)

care poate fi obţinută pe cale indirectă, folosind schema însumării conform legii lui Hess, ca şi în cazurile precedente [5]. Din calculele efectuate rezultă că variaţia entalpiei libere standard este dată de expresia :

$\Delta G_B^0 = -683.591 - 100,22\ T,\ J$ (9)

iar variaţia constantei de echilibru cu temperatura :

$$\lg K_{p_s} = \frac{35.697}{T} - 5,23 \quad (10)$$

Însumînd reacţiile *A* şi *B* se obţine reacţia generală de oxidare a aluminiului din ferosiliciu rafinat cu siderită care este de forma :

C $3 <FeCO_3>_s + 4[Al]_{1\%} = 2 <Al_2O_3>_s +$

$+ 3[Fe]_{25\%} + 3\{CO\}$ (11)

Expresiile caracteristicilor termodinamice sînt :

$\Delta G_C^0 = -1.048.297 - 355,87\ T,\ J$ (12)

$$\lg K_{p_C} = \frac{54.749,5}{T} + 18,59 \quad (13)$$

iar valorile lor calculate pentru temperaturile de lucru de 1 500 °C şi 1 600°C sînt :

$\Delta G_C^0 = -1.679.254,5,\ J$

$\lg K_{p_C} = 49,5\ ;\quad K_{p_C} = 3,0 \cdot 10^{49}$

$\Delta G_C^0 = -1.714.841,5\ J$

$\lg K_{p_C} = 47,82\ ;\quad K_{p_C} = 6,75 \cdot 1^{47}$

În paralel cu procesul de oxidare a aluminiului are loc şi oxidarea siliciului din ferosiliciu, proces care se desfăşoară similar cu oxidarea aluminiului, deci, atît cu FeO, cît şi cu CO_2 rezultat din disocierea sideritei, conform reacţiilor [5] :

D $2 <FeCO_3>_s + <Si_{72\%} = <SiO_2>_s +$

$+ [Fe]_{25\%} + 2\{CO_2\}$ (14)

E $2\{CO_2\} + [Si]_{75\%} = <SiO_2>_s + 2\{CO\}$ (15)

Expresiile caracteristicilor termodinamice calculate după aceeaşi schemă a însumării conform legii lui Hess sînt :

$\Delta G_D^0 = -162.268\ K\text{-}168,63\ T,\ J\ ;$

$$\lg K_{p_D} = \frac{8.474}{T} + 8,81 \quad (16)$$

$\Delta G_E^0 = -374.858 + 47,57\ T,\ J$

$$\lg K_{p_E} = \frac{19.575}{T} - 2,48 \quad (17)$$

Reacţia generală de oxidare a siliciului din ferosiliciul supus rafinării cu siderită este :

F $2 <FeCO_3>_s + 2[Si]_{75\%} = 2 <SiO_2>_s +$

$+ 2[Fe]_{25\%} + 2\{CO_2\}$ (18)

iar expresiile caracteristicilor termodinamice sînt :

$\Delta G_F^0 = -537.126 - 121,06\ T,\ J$

$$\lg K_{p_E} \frac{28.048}{T} + 6,32 \quad (19)$$

Pentru temperaturile de 1 500 şi 1 600 °C, ele adesea au următoarele valori :

$\Delta G_F^0 = -751.765,\ J\ ;\quad \lg K_{p_F} = 22,14$

$K_{p_F} = 1,39 \cdot 10^{22}$

$\Delta G_F^0 = -763.971,\ J\ ;\quad \lg K_{p_F} = 21,29$

$K_{p_F} = 1,99 \cdot 10^{21}$

Concluzii

Analizînd rezultatele obținute în cazul rafinării ferosiliciului cu siderită se pot formula următoarele concluzii:

— Reacțiile care au loc la rafinarea ferosiliciului cu siderită în condiții industriale nu ating niciodată echilibrul, deoarece CO și CO_2 rezultat se elimină permanent din sistem. Deci, noțiunile de echilibru și de constantă de echilibru au un sens convențional.

— În intervalul de 1500—1600°C, influența temperaturii asupra desfășurării reacției este foarte slabă, constanta de echilibru scăzînd foarte puțin cu creșterea temperaturii.

— Reacțiile sînt exoterme și posibile practic la orice temperaturi, valoarea entalpiei libere pentru reacția generală (cea notată cu F) fiind întotdeauna negativă.

— Din analiza valorilor constantelor de echilibru pentru temperaturile studiate se poate constata că reacțiile au loc foarte ușor, valorile acestora fiind foarte mari, dar oxidarea aluminiului este sensibil mai puternică decît cea a siliciului.

— Oxidarea aluminiului și siliciului în condițiile studiate este mai puternică cu oxidul feros decît cu bioxidul de carbon.

— Oxidarea siliciului fiind prea puternică pentru scopul urmărit (micșorarea pierderilor de siliciu din ferosiliciul supus rafinării) se recomandă măsuri pentru protejarea lui.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dragomir, I. *Teoria proceselor siderurgice*. București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1985.

[2] Kubaschewski, Alcocock, C. B. Metallurgical Thermochemistry, Pergamon Press, 1979.

[3] Fruchan, E. J. *Proprietățile termodinamice ale aliajelor lichide Fe—Si*. În: Metallurgical Transactions, S.U.A., nr. 1, 1970, p. 865.

[4] Hitrikm, S. I. ș.a. *Activitatea siliciului în feroaliaje*. În: Izvesta VUZ Cornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 6, 1970, p. 55 — 61.

[5] Nicolae, M. *Cercetări privind creșterea gradului de puritate a unor aliaje feroase*. Teză de doctorat, I.P.B., 1989.

REVISTA REVISTELOR

Ogneuperi, U.R.S.S., nr. 12, 1989

Analiza stării de tensiune — deformare a căptușelii camerei de la instalația de stingere uscată a cocsului la acțiunea flăcării de torcretat, p. 1 — — Interconexiunea oxidării termice și a structurii pulberilor de grafit, p. 6 — Particularitățile compoziției structurii și ale psoprietăților unor zone texturate ale refractarelor topite de corindon și badeleit, p. 9 — Structura poroasă a creuzetelor cu conținut de grafit, p. 18 — Cinetica dezvoltării cărămizilor ceramice în topituri, p. 21 — Calitatea refractarelor în cuptoarele electrice cu arc pentru elaborarea oțelului, p. 29 — Creuzete din fibre pentru topirea metalelor sub vid, p. 34 — Cărămizi refractare din beton de silica și cuarț, formate prin vibrație, p. 37 — Experiența exploatării arzătoarelor de tip IETP în cuptoarele tunel, p. 43 — Utilizarea materialelor fibroase cu conținut de mulit și silice la căptușirea cuptoarelor de la uzina de plăci din Harkov, p. 44

Rèvue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 7/8, 1989

Noua mașină de turnare continuă a bramelor la uzina Fairfield, (USX), p. 577 — Modernizarea unui laminor de bare la Unimetal Grandrange, p. 583 — Noua tehnologie de încălzire prin inducție a muchiilor la laminoarele de benzi la cald, p. 593 — Arzătoarele regeneratoare, p. 603 — Betoane refractare de calitate superioară pentru cuptoarele de încălzire, p. 612 — Liniile de decapare în turbulență, p. 626 — Automatizarea liniei de galvanizare de la uzina Kwang-Yang a societății Posco, p. 631 — Un alt avantaj al utilizării filtrelor cu manșon în industria metalurgică, p. 639

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 12, 1989

Utilizarea adaosurilor aglutinante de petrol în încărcături la cocsificare, p. 4 — Studierea posibilității de utilizare a cărbunilor din exploatarea la zi Cernigovsk la obținerea cocsului de turnătorie, p. 7 — Perfecționarea tehnologiei de încărcare a camerelor cuptoarelor cu încărcătură tratată termic, p. 12 — — Legitățile circulației gazelor rezultate de la piroliză în straturile de cocs și semicocs la cocsificarea în straturi, p. 15 — Efectul interacțiunii cărbunilor la cocsificare, p. 17 — Studierea procedeului de cocsificare prin metoda acustică p. 12 — Experiența organizării reparațiilor bateriilor de cocsificare, p. 21 — Proiectarea spațiilor camerelor cuptoarelor de la bateriile de cocsificare, p. 34 — Încercările industriale ale ușilor cuptoarelor de cocsificare cu utilizare ridicată a reparațiilor, p. 38 — Cercetarea stării termice a caroseriei vagoanelor de stingere a cocsului în procesul de exploatare, p. 39 — Experiența exploatării sistemului de scoatere fără praf a cocsului, p. 42 — Elaborarea și aplicarea sarcinilor complexe pentru microcalculatoarele personale din întreprinderile cocsochimice, p. 44 — Noutăți în automatizarea controlului procesului tehnologic de cocsificare, p. 46 — Metode și mijloace noi de control a pregătirii cocsului în sistemul de comandă a încălzirii cuptorelor de cocsificare, p. 48 — Oxidarea ca procedeu de conducere a calității smoalei, p. 52 — Asimilarea epurării biochimice a apelor reziduale p. 57.

Dr. ing. R. Şaban, ing. D. Gheorghe, dr. ing C. Dumitrescu, ing. D. Bunea, dr. ing. Simona Zamfir, ing. S. Ciucă, dr. ing. D. Bojin şi ing. N. Constantin
Institutul Politehnic Bucureşti

Cercetări privind influenţa tratamentelor termochimice asupra durabilităţii în serviciu a sculelor specifice fabricaţiei ţevilor laminate la rece

CZ: 621.78 : 621.774.1

Elaborarea oţelului studiat şi tratamentele termice aplicate

În scopul creşterii caracteristicilor de exploatare a sculelor utilizate la fabricaţia ţevilor s-au efectuat studii şi cercetări privind influenţa unor tratamente termochimice asupra durabilităţii în serviciu a unui oţel rapid cu conţinut scăzut de elemente de aliere scumpe şi deficitare, care a fost obţinut în condiţiile respectării proporţiilor elementelor de aliere pentru o grupă de oţel rapid cu răspîndire largă în producţia actuală mondială respectiv 3—3—2.

Elaborarea şarjei s-a realizat într-un cuptor cu inducţie de 50 kg capacitate şi o putere instalată de 120 kW.

Turnarea oţelului lichid s-a realizat la temperatura de 1 550—1 560°C (măsurată cu un termocuplu de imersie Pt—PtRh) într-o lingotieră invers-conică cu secţiune rotundă.

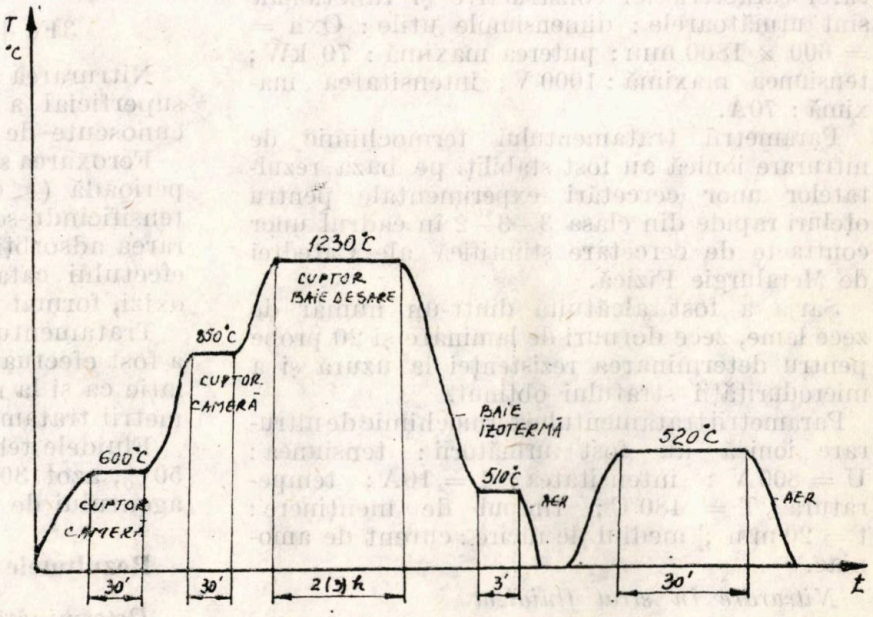


Fig. 1. Ciclul de tratament termic final aplicat sculelor excutate din oţelul studiat; *a* — călire; *b* — revenire dublă

S-a efectuat o analiză de carbon pentru corecţie prin metoda galvanometrică.

Striparea lingoului s-a efectuat după solidificarea oţelului în lingotieră şi răcirea pînă la temperatura de 1 050°C, lingoul fiind trecut pentru răcirea finală în groapă cu nisip încălzit la 600 — 650°C.

S-a efectuat analiza chimică pe o instalaţie tip Quantovac, care s-a verificat apoi prin metoda „Leco": C = 1,05%; Si = 0,70%; Mn = 0,29%; P = 0,010%; S = 0,018%; Cr = 3,97%; Mo = 3,3%; V = 1,98%; W = 3,25%; Nb = 1,02 %.

S-a trecut apoi la forjarea lingoului în bare pe un ciocan de forjare liberă de 400kgf cu scule plane încălzite la 350°C. Barele forjate au fost supuse tratamentului termic preliminar, cu scopul de a creşte prelucrabilitatea prin aşchiere prin scăderea durităţii sub 300 *HB* şi de a obţine o structură cu perlită globulară.

În scopul determinării catacteristicilor de exploatare ale oţelului şi testării în serviciu, au fost confecţionate două tipuri de scule utilizate în fabricaţia ţevilor: lame de retezat şi dornuri pentru laminare, care au fost supuse tratamentului termic final.

În figura 1 este prezentată diagrama de tratament termic final rezultată în urma măsurătorilor de duritate, după călire şi călire-revenire, de la diferite temperaturi.

Sculele au fost încălzite în două etape, cu preîncălzire la 600 şi 850°C, menţinere 30 min în cuptor electric tip cameră cu vatră fixă şi atmosferă de protecţie. Încălzirea finală la temperatura de 1 230°C s-a efectuat într-un cuptor baie de sare cu electrozi submersaţi.

Durata de menținere la încălzirea pentru călire a fost stabilită din diagrama de dependență dintre secțiunea (grosimea) produsului și timpul de menținere pentru austenitizare, fiind de 2h pentru lamele de retezat și 3h pentru dornurile de laminare.

Răcirea de la temperatura de austenitizare s-a efectuat în baie izotermă la temperatura de 510°C și apoi în aer.

Valorile de duritate măsurate pe sculele tratate termic final au fost de 62—63 *HRC* în stare călită și 64—66 *HRC* în stare revenită.

Regimurile de tratamente termochimice aplicate sculelor

În scopul creșterii durității și rezistenței la uzură (a durabilității în exploatare a sculelor realizate) au fost efectuate variante ale tratamentelor termochimice de nitrurare și nitroferoxare.

Sculele realizate, precum și probele pentru determinarea rezistenței la uzură au fost supuse la tratamente termochimice.

Probele și sculele au fost în prealabil călite și revenite la parametrii optimi.

Nitrurarea ionică

Tratamentul de nitrurare ionică s-a realizat într-o instalație tip TRION 70—V—1800 ale cărei caracteristici constructive și funcționale sînt următoarele : dimensiunile utile : Øxh = = 600 × 1800 mm ; puterea maximă : 70 kW ; tensiunea maximă : 1000 V ; intensitatea maximă : 70A.

Parametrii tratamentului termochimic de nitrurare ionică au fost stabiliți pe baza rezultatelor unor cercetări experimentale pentru oțeluri rapide din clasa 3—3—2 în cadrul unor contracte de cercetare științifică ale Catedrei de Metalurgie Fizică.

Șarja a fost alcătuită dintr-un număr de zece lame, zece dornuri de laminare și 20 probe pentru determinarea rezistenței la uzură și a microdurității stratului obținut.

Parametrii tratamentului termochimic de nitrurare ionică au fost următorii : tensiunea : U = 800 V ; intensitatea : I = 10A ; temperatura : T = 480°C ; timpul de menținere : t = 20 min ; mediul de răcire : curent de amoniac.

Nitrurare în strat fluidizat

Tratamentele termice și termochimice în strat fluidizat au drept scop intensificarea schimbului de căldură și a proceselor de adsorbție. Încălzirea în strat fluidizat se face cu viteză mare și randament termic ridicat, determinînd uniformitatea temperaturii în spațiul de lucru și avînd productivitate ridicată în condițiile unui consum redus de energie.

Instalația pentru tratamente în strat fluidizat se compune dintr-un cuptor vertical cu retortă metalică încălzită electric, avînd montată la partea inferioară cutia de amestec a gazelor și placa de fluidizare.

Principalele caracteristici ale instalației sînt : temperatura maximă de lucru : T = 700°C ; dimensiunile utile : Ø×h = 350 × 500 mm ; puterea instalată : P = 30 kW ; tensiunea de alimentare : U = 380 V/50 Hz ; agentul de fluidizare : aer 2 — 15 Nm^3 /h în funcție de temperatură ; tipul de particule : nisip cu diametrul particulelor 0,2 — 0,4 mm ; productivitatea : 5 — 10 kg/h pentru nitrurare, în funcție de adîncimea stratului și 8 — 10 kg/h pentru nitroferoxare.

Parametrii procesului de nitrurare în strat fluidizat au fost : temperatura de nitrurare : T = 500 — 510°C ; timpul de menținere : = t = 20 min ; mediul de răcire : curent de amoniac

Nitroferoxarea în strat fluidizat

Nitroferoxarea este tratamentul termochimic care urmărește îmbogățirea simultană cu azot și oxigen a suprafeței produsului metalic. Temperatura de lucru este de 500—510°C într-o atmosferă care conține amonic disociat, amoniac nedisociat și vapori de apă supraîncălziți.

Nitroferoxarea reprezintă de fapt o combinație de feroxare și nitrurare în gaz. Prin procesul de feroxare se urmărește obținerea unei pelicule de Fe_3O_4 la suprafață conform reacției :

$$3Fe + 4H_2O \rightarrow Fe_3O_4 + 4H_2O$$

Nitrurarea are drept scop obținerea în stratul superficial a fazelor ε și γ' prin mecanisme cunoscute de adsorbție și difuzie.

Feroxarea se produce cu viteză mare în prima perioadă (< 60 min), viteza de nitrurare intensificîndu-se în perioada a doua prin accelerarea adsorbției azotului atomic activ, datorită efectului catalitic produs de stratul poros de oxizi, format pe suprafață în faza inițială.

Tratamentul termochimic de nitroferoxare a fost efectuat în stat fluidizat în aceeași instalație ca și la nitrurarea în strat fluidizat, parametrii tratamentului fiind aceiași.

Fluidele tehnologice utilizate sînt : amoniac 50%, azot 30%, vapori de apă 20%, debitul agentului de fluidizare fiind de 10—12 Nm^3/h.

Rezultatele cercetărilor experimentale

Determinările de microduritate pe straturile obținute în urma aplicării tratamentelor termochimice

În vederea determinării adîncimii straturilor obținute în urma aplicării diferitelor regimuri de tratamente termochimice, precum și a microdurităților în aceste straturi, a fost secționată cîte o lamă din fiecare șarjă. Microduritățile au fost măsurate cu ajutorul unui microdurimetru de tip Schimadzu, de fabricație japoneză

măsurătorile fiind efectuate pe o direcție perpendiculară pe muchia lamei.

Valorile microdurităților HV, măsurate cu sarcina de 0,1 kg, sînt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Valorile microdurităților HV, măsurate cu sarcina de 0,1 kg

Tratamentul termochimic	Distanța de la suprafață, mm	$HV100$					
		0	10	20	30	40	50
Nitrurarea ionică		1 150	1 060	970	860	840	840
Nitrurarea în strat fluidizat		1 150	1 040	860	890	840	830
Nitroferoxarea		1 180	1 070	1 010	930	870	840

În figura 2 sînt prezentate curbele de variație a microdurității pe stat, pentru materialul studiat în urma aplicării celor trei variante de tratament termochimic.

Din analiza valorilor de microduritate și a curbelor de variație a microdurității pe adîncimea stratului, se desprind următoarele concluzii:

— pentru materialul studiat, aliat cu niobiu, cele mai ridicate valori de microduritate se obțin în urma aplicării tratamentelor termochimice de nitroferoxare în strat fluidizat și nitrurare ionică, cele mai reduse valori fiind înregistrate în urma aplicării nitrurării în strat fluidizat;

— adîncimile de strat, precum și aspectul curbelor de variație a microdurității, în cazul aplicării tratamentelor termochimice de nitroferoxare și nitrurare ionică, anticipează o bună comportare a părții active a sculelor la solicitările de serviciu, precum și posibilități de creștere a siguranței și durabilității în serviciu.

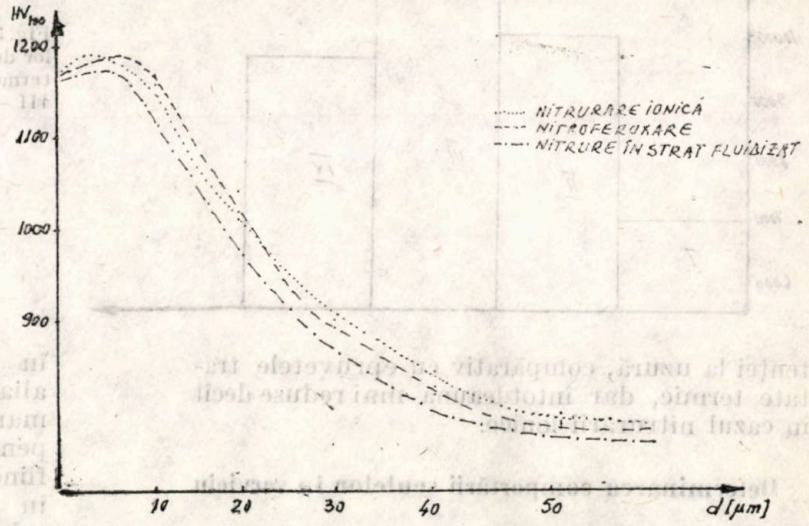


Fig. 2. Variația microdurității HV_{100} pe straturile obținute în urma aplicării celor trei variante de tratamente termochimice

Determinarea rezistenței la uzură

În vederea determinării rezistenței la uzură prin frecare a fost utilizată o mașină tip TINKEN din dotarea ICSITPSC.

Pentru aprecierea rezistenței la uzură s-au utilizat o rolă din oțel rapid Rp_3, tratată termic la duritatea $HRC = 64-65$, și un sabot executat din materialul care urmează să fie studiat.

În timpul încercării, sabotul stă pe loc, iar rola se rotește cu o turație de 1750 rot/min, frecîndu-se de sabot. Sarcina de apăsare a rolei pe sabot a fost stabilită la 25 daN, iar durata încercării la 1h.

Încercarea a fost efectuată în condiții de lubrifiere, utilizînd ca lubrifiant ulei de tip SR211.

Aprecierea uzurii s-a făcut prin măsurarea pierderilor în greutate a epruvetelor supuse încercării.

Valorile pierderilor în greutate (uzura) determinate de epruvetele din șarja studiată, tratate termic și termochimic în condițiile prezentate, sînt cuprinse în tabelul 2.

Comparativ, mărimea uzurii epruvetelor din șarja studiată, în urma aplicării diferitelor regimuri de tratamente termochimice, este prezentată în figura 3.

Analiza datelor prezentate în tabelul 2 și figura 3, obținute pe probele de uzură, permite stabilirea următoarelor concluzii:

— în urma aplicării tratamentului termic final se obține o bună comportare la uzură a materialului studiat;

— aplicarea tratamentelor termochimice determină creșteri spectaculoase ale rezistenței la uzură, în special nitroferoxarea și nitrurarea ionică, care asigură o reducere a uzurii prin frecare în proporții cuprinse între 50 și 90%;

— procedeul de nitrurare în strat fluidizat determină creșteri importante ale rezis-

Tabelul 2

Valorile pierderilor în greutate, determinate pe epruvetele din şarjă

Tratamentul termic aplicat	Tratamentul termochimic aplicat	*HRC* Micro-miez duritate *HV*100	Masa iniţială a sabotului, m_0 g,	Masa sabotului după încercare, m_1 g	Pierderea în greutate, $m = m_0 - m_1$	
					g	$\frac{1}{g}$
Călit la 1 230°C/2,5 min/ baie izotermă 510°/ 3'/aer/revenit	—	64—	22,67248	22,67234	0000,14	7 150
Idem 1	nitroferoxare	64—1150 66 1200	22,66519	22,66511	0,00008	12 500
Idem 1	nitrurare ionică	64—1050 66 1150	22,57747	22,57737	0,0001	10 000
Idem 1	nitrurare în strat fluidizat	64—1050 66 1150	22,56585	22,56574	0,00011	9 090

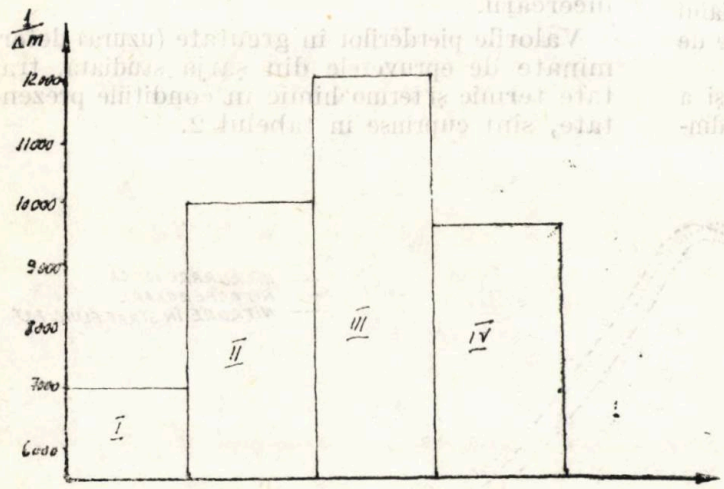


Fig. 3. Mărimea comparativă a uzurii experimentelor după aplicarea diferitelor regimuri de tratamente termochimice : I.—călit revenit ; II—nitrurare ionică : III — nitroferoxare : IV. — nitrurare în strat fluidizat

tenţei la uzură, comparativ cu epruvetele tratate termic, dar întotdeauna mai reduse decît în cazul nitrurării ionice.

Determinarea comportării sculelor în serviciu

Testarea lamelor pentru retezat

Lamele pentru retezat, confecţionate din materialul studiat, au fost tratate termic în regimul optim pentru asigurarea unei durităţi maxime : călire la 1 230°C/2,5 min., răcire în baie izotermă la 520°C/3min/aer şi revenire 2 × 30 min/510—520°C/aer, *HRC* = 63 — 65. Lamele au fost supuse apoi tratamentelor termochimice de nitrurare în regimul : 500°C/ 29 min/curent de amoniac şi respectiv nitroferoxare în condiţiile : 520°C/20min/curent de amoniac.

Rezultatele comportării în serviciu a lamelor sînt prezentate în tabelele 3 şi 4.

Analiza datelor prezentate duce la următoarele concluzii :

— lamele nitrurate ionic s-au comportat superior lamelor în stare călită şi revenită în special în cazul ţevilor din oţeluri aliate ; numărul ţevilor retezate este mai mare atît pentru oţelurile carbon, cît şi pentru cele aliate, comportarea lamelor fiind identică cu cea a oţelului utilizat în prezent, Rp_3 ;

— cele mai bune rezultate privind durabilitatea sînt obţinute pe lamele supuse tratamentului termochimic de nitroferoxare, care au realizat cel mai mare număr de ţevi retezate atît în intervalele dintre două ascuţiri, cît şi pe total. De asemenea, aceste lame s-au comportat mult mai bine în cazul oţelurilor aliate (33MoCr11, 31VMN12), comparativ cu lamele nitrurate şi cele călit-revenite.

În urma rezultatelor obţinute se poate aprecia că oţelul studiat poate înlocui în condiţii de eficienţă oţelul rapid Rp_3 pentru retezarea ţevilor din oţel carbon, la care sînt suficiente durităţi de 63—64 *HRC*, realizate în urma tratamentului de călire cu dublă revenire.

Pentru unele oţeluri aliate, şarja studiată asigură o bună durabilitate a sculelor în condiţiile aplicării tratamentelor termochimice de

Tabelul 3

Rezultatele comportării în serviciu a lamelelor

Țeava			Numărul de țevi retezate între două ascuțiri succesive											
Diametrul, mm	Peretele, mm	Marca oțelului	Cu lamele actuale						Cu lamele studiate (nitroferoxat)					
			1	2	3	4	5	6	1	2	3	4	5	6
83	12	OLT 35	152	142	130	87	50	—	152	142	130	87	60	—
127	5	OLT 65	135	73					135	73				
140	6	31 VMN 12	16						16					
127	9	33 MoCr 11	74	42						74	65			

TABELUL 4

Tabelul 4

Rezultatele comportării în serviciu a țevilor

Țeava			Numărul de țevi retezate între două ascuțiri succesive											
Diametrul, mm	Peretele mm	Marca oțelului	Cu lamele existente						Cu lamele nitrurate					
			1	2	3	4	5		1	2	3	4	5	
27	5	OLT 35	40	—	—	—	—		40	—	—	—	—	
127	9	33M0Cr11	17						17					
127	5	OLT 35	—	40	—	—	—		—	40	—	—	—	
127	4,5	OLT 35	—	—	210	—	—		—	—	210	—	—	
139	7,7	OLT 65	—	—	—	150	—		—	—	—	160	—	

nitrurare ionică, dar în special de nitroferoxare.

Testarea dornurilor pentru laminare

Ca și lamele de retezat, dornurile pentru laminare au fost supuse tratamentului termic final în condițiile : călire la 1 230°C/min/baie, 510°C/4 min/aer și revenire la 600—630°C/2×30 min/aer, $HRC = 56—58$. În vederea eliminării tensiunilor interne remanente s-a efectuat și o revenire joasă la 180—200°C/1h după tratamentul termic final. Dornurile au fost supuse apoi tratamentelor termochimice în condițiile : nitrurare la 510°C/20 min în curent de amoniac și nitroferoxare în strat fluidizat la 520°C/20min în curent de amoniac.

Testarea dornurilor s-a realizat pe un laminor Pillger KPW50, în următoarele condiții : viteza de laminare : 70 — 90 curse duble/min ; avans 19 mm/cursă dublă ; lubrifiant : ulei tip Castrol.

Rezultatele obținute la testarea în serviciu a dornurilor sînt prezentate în tabelul 5.

Rezultatele obținute la testarea în serviciu a dornurilor

Tabelul 5

Materialul țevii	Duritatea *HB*	Dimensiunile inițiale ale țevii, Øxh_0, mm	Dimensiunile finale ale țevii, Ø × h, mm	Starea de tratament al dornurilor	Numărul de țevi laminate
W 4306	90—	38×4	20×1,8	călit—revenit	6
	100	38×4	20×1,8		7
W 4306	90—	38×4	20×1,8	nitrurate ionic	12
		38×4	20×1,8		14
	100	42×3,5	20×1,8		11
		42×3,5	20×1,8		2
W 4306	90—	38×4	20×1,8	nitroferoxate	38
		38×4	20×1,8		20
	100	42×3,5	20×1,8		3
		42×3,5	20×1,8		10

Din analiza datelor prezentate, se pot desprinde următoarele concluzii :

— faţă de dornurile utilizate în prezent, realizate din oţel W2343 cu o durabilitate de şase—opt ţevi în laminarea oţelului W6306, oţelul studiat în stare călit-revenită s-a comportat asemănător ;
— aplicarea tratamentelor termochimice determină creşteri spectaculoase ale durabilităţii în special tratamentul de nitroferoxare, numărul de ţevi laminate fiind net superior celorlalte.

Concluzii

Obiectivul lucrării l-a constituit cercetarea influenţei tratamentelor termochimice asupra durabilităţii în serviciu a unor scule utilizate în fabricaţia ţevilor, executate dintr-un oţel rapid cu un conţinut scăzut de elemente de aliere scumpe şi deficitare din clasa 3—3—2.

Elaborarea oţelului se face în condiţii specifice oţelurilor rapide.

Tratamentul termic final se va executa diferenţiat pentru diferite scule, în funcţie de destinaţia lor tehnologică. Tratamentul termic final asigură o comportare bună a sculelor, în condiţiile prelucrării ţevilor din oţeluri carbon, şi o comportare satisfăcătoare în condiţiile prelucrării ţevilor din oţeluri aliate.

În scopul creşterii durabilităţii şi siguranţei în serviciu, se pot aplica tratamente termochimice de nitrurare ionică sau nitroferoxare în strat fluidizat, la temperaturi de 500—520°C, cu menţineri de 20—30 min şi răcire în curent de amoniac, caz în care au loc creşteri importante ale acestor caracteristici.

Asigurarea unor condiţii corespunzătoare de răcire şi lubrifiere în timpul lucrului influenţează, de asemenea, pozitiv durabilitatea şi siguranţa în serviciu a acestor scule.

REVISTA REVISTELOR

Révue de Métallurgie — C.I.T., Franţa, nr. 2, 1989

Sistem integrat de funcţionare a procedeului de cocsificare la uzina Chiba a societăţii Kawasaki Steel, p. 675 — Conducerea temperaturii de la convertizor la maşina de turnare a sleburilor în uzina Florange a Societăţii Sollac, p. 687 — Particularităţile cajei cu trei cilindri, de la Kokcs, p. 693 — Automatizarea ambalării tablelor din cositor şi a rulourilor în învelişul de oţel, p. 699 — Oţelurile pentru automate — evoluţia procedeelor şi a performanţelor produsului, p. 707 — Oţelurile cu conţinut foarte scăzut de carbon pentru ambutisare adîncă : metalurgie şi proprietăţi de utilizare, p. 717 — Fragilitatea oţelurilor la solidificare : influenţa carbonului şi sulfului, p. 725

Révue de Métallurgie — C. I. T., Franţa, nr. 11, 1989

Zilele siderurgiei ATS 1989 — rezultatele comunicărilor în franceză şi engleză, p. 851, 879 — Denitrurarea în timpul degazării în oală, p. 907 — Piese turnate subţiri prin turnare continuă la Institutul IRSID, p. 920 — Întreţinerea totală în producţie, p. 931 — Noi puneri la punct în domeniul oţelurilor, p. 991

Révue de Metalurgie — C.I.T., Franţa, nr. 12, 1989

Pregătirea cărbunelui pulverizat prin insuflarea în furnalul de la Dunkerque, p. 983 — Minicongresul oţelăriilor cu convertizoare cu insuflare de oxigen, p. 993 — Tablă — boltă — două oglinzi. Măsurarea temperaturii în cuptoarele de recoacere continuă, p. 1007 — Evoluţia materialelor refractare în siderurgia franceză, p. 1015 — Rulmenţi cu bile din oţel cu căptuşeli ceramice, p. 1023 — Utilizarea laserului la analiza prin spectroscopie, p. 1029

ISIJ International, Japonia, nr. 10, 1989

Controlul texturii în producţia de oţeluri silicioase cu grăunţi orientaţi, p. 809 — Analiza rapidă nedistructivă a domeniilor şi limitelor grăunţilor în cazul oţelului silicios cu grăunţi orientaţi, p. 828 — Reacţii care au loc în cuptorul de reducere cu topire continuă, p. 836 — Studiul termodinamic al aliajelor Fe—Ta şi Fe—Nb cu ajutorul spectrometriei de masă cu celulă Knudsen, p. 843 — Aprecierea energiei libere în ecuaţiile variaţiei vitezei pentru sinterizarea cu difuzie controlată, p. 854 — Rolul benzilor de forfecare în formarea texturii de recoacere în monocristalele 3% Si—Fe (111) [112], p. 862 — Efectele transformării de fază, indusă prin deformare, şi ale maclării asupra proprietăţilor mecanice ale aliajelor austenitice Fe—Mn—Al, p. 868 — Modelarea rezistenţei de curgere şi a sarcinii de laminare a unui laminor de benzi la cald prin încercarea la răsucire, p. 878 — Analizor în flux pentru baia de acoperire electrolitică cu aliaj Ni—Zn, p. 887 — Analizor în flux pentru acoperirea oţelului prin depunerea electrolitică a aliajului Ni—Zn, p. 894.

ISIJ International, Japonia, nr. 11, 1989

Gazificarea cărbunilor în subteran, p. 903 — Studiu numeric asupra curgerilor supersonice ale amestecurilor de particule lichide în gaze într-un ajutaj De Laval, p. 911 — Modelarea matematică a procesului de răcire a unei plăci calde în mişcare din oţel cu ajutorul unei pelicule laminare de apă, p. 919

Prof. dr. ing. M. Truşculescu
I. P. „Traian Vuia" Timişoara
Ing. A. V. Şerban
ICEM — Filiala Timişoara
ing. A. Răduţă
I. P. „Traian Vuia" Timişoara

Benzi din materiale amorfe magnetice moi

CZ: 669 : 14—418

Materialele metalice amorfe sînt angajate alături de materialele compozite şi de ceramicele fine într-o competiţie de revoluţionare a producţiei de maşini şi instalaţii în condiţiile unei penurii de resurse de materii prime.

Fabricarea metalelor amorfe sau a sticlelor metalice se realizează printr-o varietate de metode şi procedee. Sînt consacrate trei grupe mari de metode de obţinere a stării amorfe:

— depunerea chimică a straturilor amorfe pe un suport metalic sau nemetalic;

— „îngheţarea" straturilor superficiale ale aliajelor metalice care au fost topite cu energii concentrate (bombardarea cu particule, implantarea de ioni, iradierea cu fascicule de ioni ş.a.);

— răcirea ultrarapidă a topiturilor, respectiv atingerea unor viteze de răcire de cel puţin 10°C/s.

Fiecare metodă are o diversitate de procedee tehnologice de realizare a metalului amorf, cu avantaje şi dezavantaje inerente.

Se pare că metoda răcirii ultrarapide prezintă mai mult interes deoarece permite obţinerea de fire şi benzi subţiri care se utilizează direct la fabricarea produsului.

Condiţii de obţinere a benzilor amorfe

S-au obţinut benzi amorfe din aliajele familiilor Fe—B—Si—C şi Fe—Cr—P—C prin metoda răcirii ultrarapide a topiturii, utilizînd procedeul „splat cooling".

În acest scop, s-a proiectat şi realizat o instalaţie ale cărei caracteristici sînt prezentate detaliat în lucrările [1] — [3].

Realizarea firelor şi benzilor prin răcirea ultrarapidă a topiturii este dominată de fenomene complexe. Analiza transferului termic între topitură şi rola de răcire a dus la concluzia că materialul are caracteristica termică dată de produsul $\lambda . \rho \cdot c_p$ (conductivitate termică, densitate, căldură specifică).

Baia de metal topit se află într-un regim hidrodinamic şi termic foarte complex, fiind conceptual alcătuită dintr-un „strat limită", dominat de efecte termice şi cinetice, şi o zonă exterioară neinfluenţată de acestea [4].

Dacă transportul termic este superior celui de moment cinetic se va produce un strat solid adiacent rolei de răcire care, matematic, se exprimă prin numărul lui Prandtl:

$$P_r = \sqrt{\frac{h_u}{h_T}} = \frac{c_p \cdot \eta}{\lambda_f} \qquad (1)$$

în care: h_u este grosimea stratului produs de momentul cinetic;

h_T — grosimea stratului produs de efectul termic;

η — viscozitatea dinamică a topiturii;

λ_f — conductivitatea termică a topiturii.

Pentru ca materialul topit să se solidifice pe rolă înainte de a fi „expulzat", este necesar ca propagarea căldurii să fie mai rapidă decît cea a momentului cinetic şi, în consecinţă, pentru a se obţine starea amorfă $P_r^{-\frac{1}{2}} = 3 \ldots 6$.

Realizarea benzilor din metal amorf necesită ejectarea topiturii printr-o duză pe o rolă de răcire, care realizează o viteză periferică corespunzătoare.

Analiza parametrilor de proces se face pe baza schemei prezentate în figura 1.

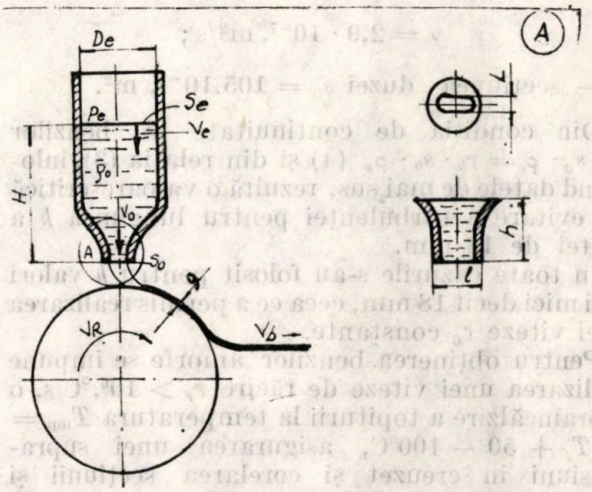


Fig. 1. Schema procesului de obţinere a benzilor amorfe prin metoda „Splat Cooling"

Se impune asigurarea unei viteze constante a jetului de metal topit menţinînd înălţimea constantă a coloanei topiturii sau folosind o suprapresiune în creuzet. S-a optat pentru

crearea unei suprapresiuni utilizînd, în acest scop, argonul.

Viteza fluidului prin fantă este:

$$V_0 = \sqrt{\frac{2\Delta_p}{\rho} + 2gH + v_e^2} \qquad (2)$$

în care: $\Delta_p = p_e - p_0$;

P_e este presiunea de ejectare;
p_0 — presiunea la ieșirea din fantă;
ρ — densitatea materialului ($\rho_s \cong \cong \rho_e$: s — solid; l — lichid);
v_e — viteza de ejectare;
H — înălțimea topiturii.

Turbulența topiturii poate provoca variații ale jetului la curgerea prin fantă atunci cînd rapotul $\frac{h}{L}$ al fantei nu este ales în mod corespunzător (h — lungimea fantei; L — lățimea fantei).

Se impune pentru $\frac{h}{L}$ valoarea dată de relația:

$$R_e = 50\frac{h}{L} = \frac{v_0 \cdot L}{\nu} \qquad (3)$$

în care: v_0 este viteza la ieșirea din fantă;

— $L = 0{,}3 \cdot 10^{-3}$ m;

— viteza benzii $V_b = 30$ m/s;

— secțiunea benzii $s_b = 1{,}05 \cdot 10^{-7}$, m²;

— viscozitatea cinematică a topiturii:

$$\nu = 2{,}9 \cdot 10^{-7}, \text{m}^2/\text{s};$$

— secțiunea duzei $s_0 = 105.10^{-6}$, m².

Din condiția de continuitate a benzilor $v_0 \cdot s_0 \cdot \rho_e = v_b \cdot s_b \cdot \rho_s$ (4) și din relația (3), înlocuind datele de mai sus, rezultă o valoare critică de evitare a turbulenței pentru lungimea h a fantei de 18 mm.

În toate cazurile s-au folosit pentru h valori mai mici decît 18 mm, ceea ce a permis realizarea unei viteze v_0 constante.

Pentru obținerea benzilor amorfe se impune realizarea unei viteze de răcire $v_r > 10^6$, °C/s, o supraîncălzire a topiturii la temperatura $T_{top} = T_f + 50 - 100$°C, asigurarea unei suprapresiuni în creuzet și corelarea secțiunii și vitezei jetului cu viteza de rotație a rolei de răcire (T_f — temperatura de fuziune).

Din relațiile (2)—(4) notînd cu g grosimea benzii și b lățimea ei, rezultă:

$$g = \frac{s_0}{v_b \cdot b}\sqrt{\frac{2\,\Delta 1}{\rho} + 2gH\left(1 - \frac{s_0}{s_e}\right)^2} \qquad (6)$$

Experimentările efectuate au utilizat pentru parametrii din relație următoarele valori:

$s_0 = 1{,}05 \cdot 10^{-6}$ m²; $\quad s_e = 620.10^{-6}$ m²;

$H = 20.10^{-3}$ m; $\quad g = 20 \ldots 60 \cdot 10^{-6}$ m

și, ca atare, pentru obținerea unor benzi continue se impune respectarea relației:

$$\Delta P = (0{,}171 \ldots 0{,}180)\, 10^{-3} \cdot v_b^2 - 0{,}016 \text{ bar} \qquad (7)$$

În figura 2 este reprezentată corelația $v_b = f(\Delta p)$ pentru a se obține benzi amorfe cu grosime $g = 20 - 60$ μm.

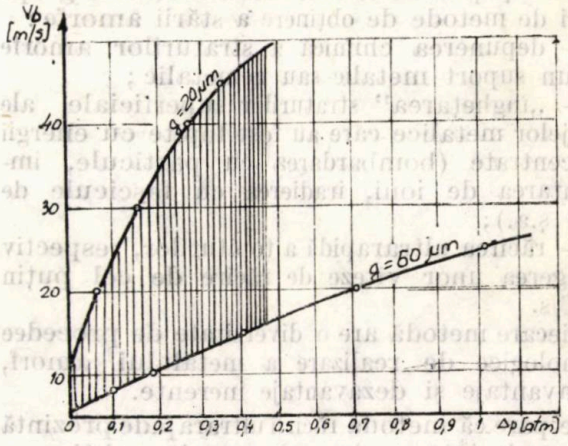


Fig. 2. Dependența vitezei benzii, de suprapresiune, la diferite grosimi ale benzii

Pentru o mai bună corelare cu rezultatele experimentale s-au luat în considerație și pierderile de presiune din sistem, ceea ce a dus la necesitatea asigurării unei suprapresiuni:

$$\Delta p = \frac{2}{l}\left(\frac{(8 \cdot g \cdot L \cdot v_b \cdot \eta_l \cdot h}{\pi l^3} + \frac{L+1}{l} \cdot \sigma_s\right) \qquad (8)$$

înlocuind în această relație valorile parametrilor utilizați ($L = 3{,}5$ mm; $l = 0{,}3$ mm; $h = 3$ mm; $g = 0{,}03$ mm; $\eta_l = 0{,}003$ N·s/m²; $\sigma_s = 1{,}9$ N/m² și $v_b = 30$ m/s) rezultă că $\Delta p > 0{,}48$ bar. Această condiție a fost respectată relativ ușor în experimentările efectuate.

Calitatea benzilor amorfe depinde în plus și de distanța duză-rolă de răcire.

Experimentările efectuate au indicat ca fiind corespunzătoare o distanță de 0,5 — 2,5 mm.

Fire şi benzi amorfe din familiile Fe—B—Si—(C) şi Fe—(Cr)—(Mn)P—(C)

Compoziţia chimică şi parametrii tehnologici

S-a urmărit realizarea de metale amorfe cu proprietăţi magnetice moi pentru a reduce cantităţile de nichel folosite în construcţia aparatelor electrice de măsurat.

Pentru obţinerea unor benzi în stare amorfă s-a pornit de la aliajele a căror compoziţie chimică este indicată în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziţia chimică a aliajelor studiate

Indicative	Compoziţia chimică, % atomice								
	B	Cr	P	Si	C	Mn	Mo	S	Fe
B1	17	—	—	5	1,5	—	—	—	76,5
P1	—	7	17	—	4	1	—	—	71

Compoziţia chimică s-a deteminat prin analiză spectrală şi prin analiză specială pentru bor, efectuată de specialişti de la catedra CATCA a Facultăţii de Tehnologie Chimică din cadrul Institutului Politehnic „Traian Vuia" Timişoara.

Pentru realizarea benzilor s-au folosit parametrii tehnologici indicaţi în tabelul 2.

Tabelul 2

Parametrii tehnologici ai procesului de elaborare a benzilor amorfe

Parametrul	Aliajul amorf	
	B1	P1
Viteza rolei, m/s	25—30	20—30
Suprapresiunea, atm	0,3—0,8	0,3—0,8
Temperatura topiturii, °C	1200—1220	1100—1150
Dimensiunile fantei duzei, mm	3,5 · 0,3	3,5 · 0,3
Distanţa duză-rolă, mm	1—1,2	0,8—1
Diametrul rolei de răcire, mm	250	250

Modificînd valoarea suprapresiunii ΔP şi turaţia „n" a rolei de răcire, s-au obţinut benzi de grosimi diferite (fig. 3) şi lăţimi de 1 — 10mm, în funcţie de fanta duzei şi distanţa duză-rolă.

Cercetarea stării benzilor elaborate

Starea amorfă a benzilor elaborate a fost analizată prin iradiere cu raze X şi prin analiză magnetică.

Analiza cu raze X s-a efectuat pe o instalaţie DRON 3 folosind un anticatod de molibden ($\lambda = 0{,}711$ Å; $U = 30$ kV şi $I = 30$ mA).

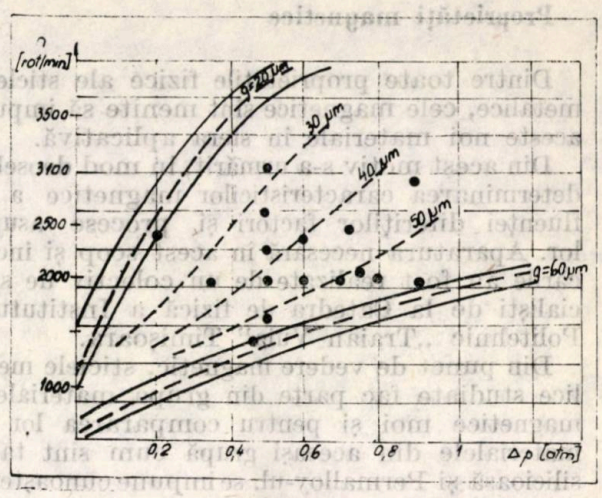


Fig. 3. Corelaţia dintre turaţia rolei, grosimea benzii şi presiunea de ejectare a topiturii

În figurile 4 şi 5 sînt prezentate röntgenogramele pentru cele două aliaje amorfe şi apare evidentă starea amorfă a benzilor elaborate.

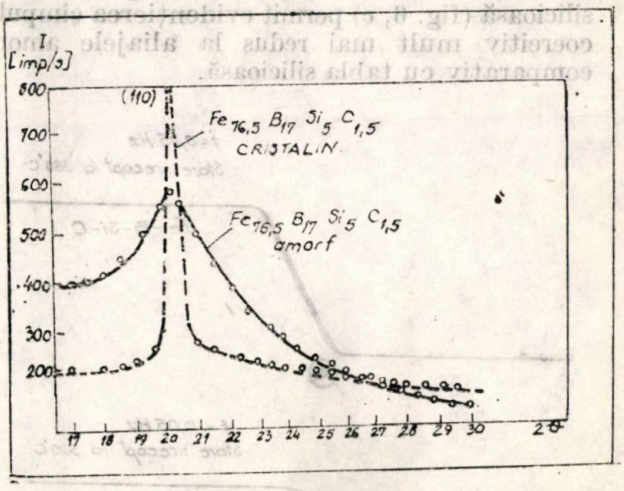


Fig. 4. Röntgenograma aliajului $Fe_{76,5}B_{17}Si_5C_{1,5}$

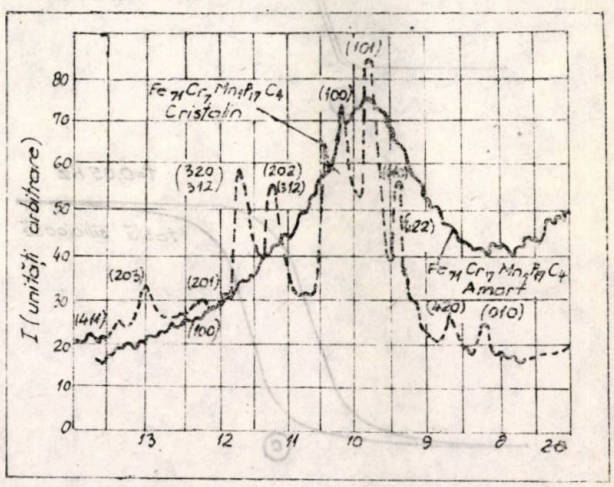


Fig. 5. Röentgenograma aliajului $Fe_{71}Cr_7Mn_1P_{17}C_4$

Proprietăți magnetice

Dintre toate proprietățile fizice ale sticlelor metalice, cele magnetice sînt menite să impună aceste noi materiale în sfera aplicativă.

Din acest motiv s-a urmărit, în mod deosebit, determinarea caracteristicilor magnetice a influenței diferiților factori și procese asupra lor. Aparatura necesară în acest scop și încercările au fost realizate de un colectiv de specialiști de la Catedra de fizică a Institutului Politehnic „Traian Vuia" Timișoara.

Din punct de vedere magnetic, sticlele metalice studiate fac parte din grupa materialelor magnetice moi și pentru compararea lor cu materialele din aceeași grupă cum sînt tabla silicioasă și Permalloy-ul, se impune cunoașterea caracteristicilor magnetice.

Pentru cele două familii de aliaje luate în studiu s-au determinat proprietățile de referință pe ciclurile de histerezis, folosind aparatura prezentată în lucrarea [5].

Curbele de histerezis statice trasate astfel pentru aliajul Fe—B—Si—C (fig. 6, *a*) și Fe—Cr—Mn—P—C (fig. 6, *b*) și pentru tabla silicioasă (fig. 6, *c*) permit evidențierea cîmpului coercitiv mult mai redus la aliajele amorfe comparativ cu tabla silicioasă.

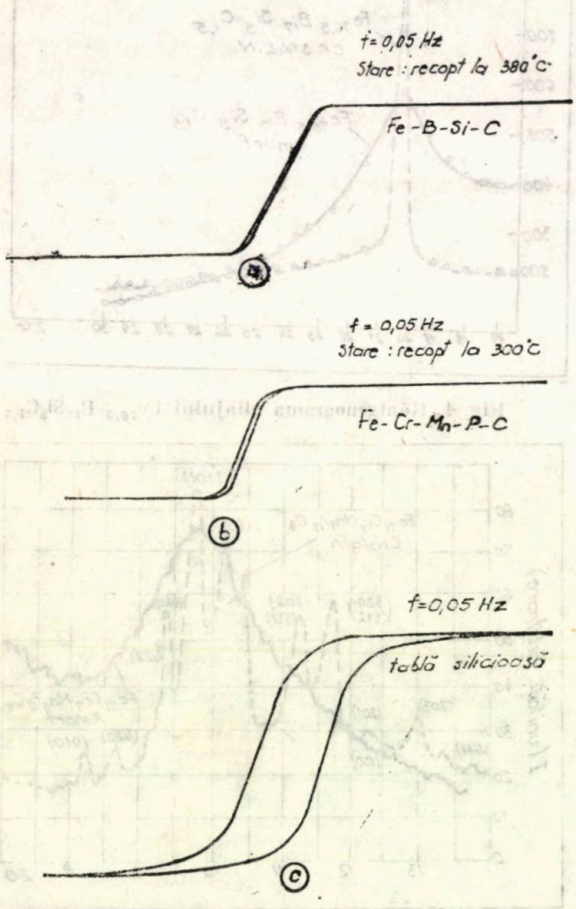


Fig. 6. Curbele de histerezis pentru aliajul $Fe_{76,5}B_{17}Si_5C_{1,5}$(*a*) $Fe_{71}Cr_7Mn_1P_{17}C_4$(*b*) și tabla silicioasă (*c*)

Valorile cîmpului coercitiv pot fi reduse și mai mult prin aplicarea unor tratamente termice corespunzătoare după cum reiese din figura 7, unde se prezintă variația cîmpului coercitiv cu temperatura de recoacere. Curbele *Hc HCL* permit, totodată, și evidențierea temperaturii de cristalizare a aliajelor amorfe studiate prin indicarea temperaturii la care cîmpul coercitiv crește brusc. S-a dedus astfel pentru aliajul Fe—B—Si—C, $T_x = 470°C$, iar pentru aliajul Fe—Cr—Mn—P—C, $T_x = 450°C$.

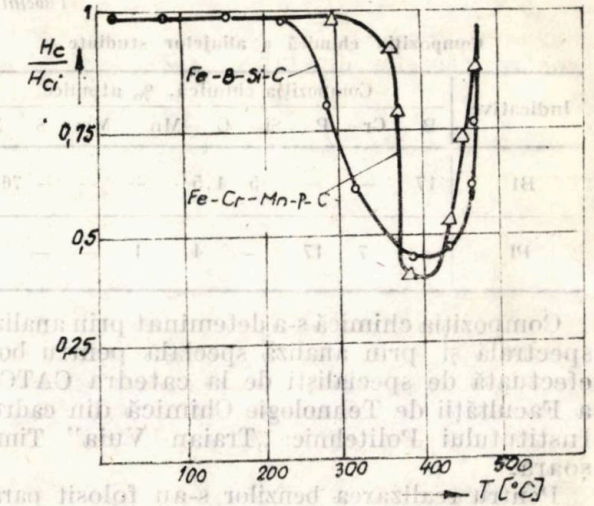


Fig. 7. Variația cîmpului coercitiv cu temperatura de recoacere

Pentru stabilirea tehnologiei optime de tratament termic este important ca, la aliajele amorfe să fie determinată temperatura punctului Curie.

În acest scop s-a trasat dependența magnetizării relative de temperatură prin metodologia prezentată în lucrarea [6]. Curbele obținute sînt prezentate în figura 8.

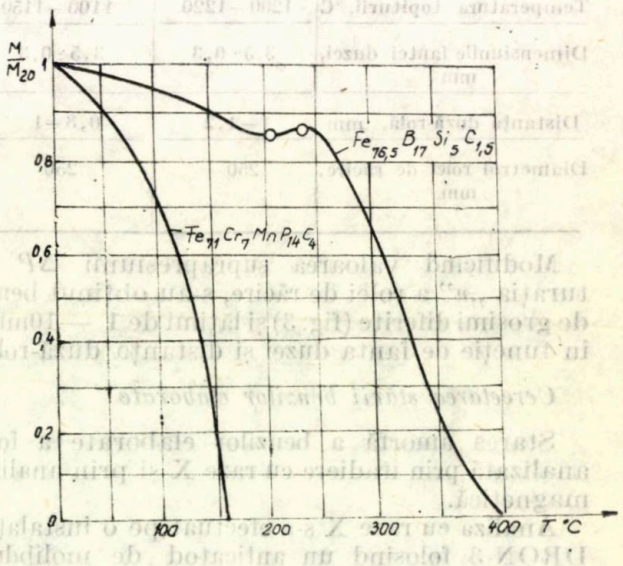


Fig. 8. Dependența magnetizării relative de temperatură de încălzire

Se observă că temperatura Curie este de 380°C pentru aliajul Fe—B—Si—C și 160°C pentru aliajul Fe—Cr—Mn—P—C.

O mai completă caracterizare din punct de vedere al comportării ca materiale magnetice moi impune determinarea caracteristicilor magnetice la diferite frecvențe de lucru și pentru diferite stări de tratament termic.

Se prezintă rezultatele obținute pentru aliajul $Fe_{71}Cr_7Mn_1P_{17}C_4$ la care s-au studiat proprietățile magnetice pe probe, având secțiunea $\simeq$ 0,02 mm² și lungimi de 10 mm supuse recoacerii în aer sau în ulei „marloterm", conform datelor din tabelul 3.

Tabelul 3

Regimurile de tratament termic utilizate pentru benzile amorfe

Simbolul probei	Aria secțiunii S $m^2 \cdot 10^{-2}$	Parametrii T.T.		
		T_{inc}, °C	mediul de încălz.	t_{men}, v_{inc}, v_r
11P	18,4	200	aer	
21P	19,2	300	aer	
31P	19,2	400	aer	
41P	19,2	450	aer	
51P	17	500	aer	t_{men} = 20min
61P	20	200	ulei	v_{inc} = 15C/min
71P	20	300	ulei	v_r = 25°C/min
81P	18,1	400	ulei	
91,P	20	450	ulei	

Întregul lot s-a supus măsurătorilor magnetice în cîmpuri alternative la frecvențe de 5, 50 și 2kHz.

Pentru fiecare probă s-au trasat ciclul de histereză la saturație, curba fundamentală de magnetizare și curba de permeabilitate. Prelucrarea datelor obținute a dus la constatarea că, exceptînd mărimea *Ms* care are valori de 1,2 — 1,3T, celelalte mărimi magnetice depind atît de condițiile de tratament (temperatură și mediu de încălzire), cît și de frecvență.

Astfel, pierderile în miez și cîmpul coercitiv cresc puternic o dată cu creșterea frecvenței și se modifică mult o dată cu condițiile de tratament termic după cum reiese din tabelul 4.

Tabelul 4

Valorile pierderilor în miez și cîmpului coercitiv după tratament termic

Simbolul probei	Pierderile în miez, W/kg			Cîmp coercitiv, A/m		
	5Hz	50 Hz	2 KHz	5Hz	50 Hz	2KHz
11 P	0,006	0,16	35,9	6,1	10,4	91,8
21 P	0,0072	0,22	36	7	10,7	97,24
31 P	0,0073	0,24	40,9	7,2	10,8	97,24
41 P	0,0076	0,26	93,2	7,6	10,9	98,6
61 6P	0,0071	0,21	36,4	6,8	10,6	98,6
71 P	0,0061	0,18	36,4	5,76	10,5	98,6
81 P	0,0070	0,30	35,7	6,4	11	91,2
91 P	0,020	0,33	41,4	11,52	11,2	102

Permeabilitatea inițială și cea maximă au cele mai mari valori după recoacerea în ulei la 200°C, respectiv aer la 300°C și scade o dată cu creșterea frecvenței, conform curbelor din figura 9.

Pentru aliajul $Fe_{71}Mn_1P_{17}C_4$ a fost determinată manetostricțiunea rezultînd o valoare $\lambda_s = 18.10^{-6}$, valoare care îl situează în domeniul celor cu o bună magnetostricțiune.

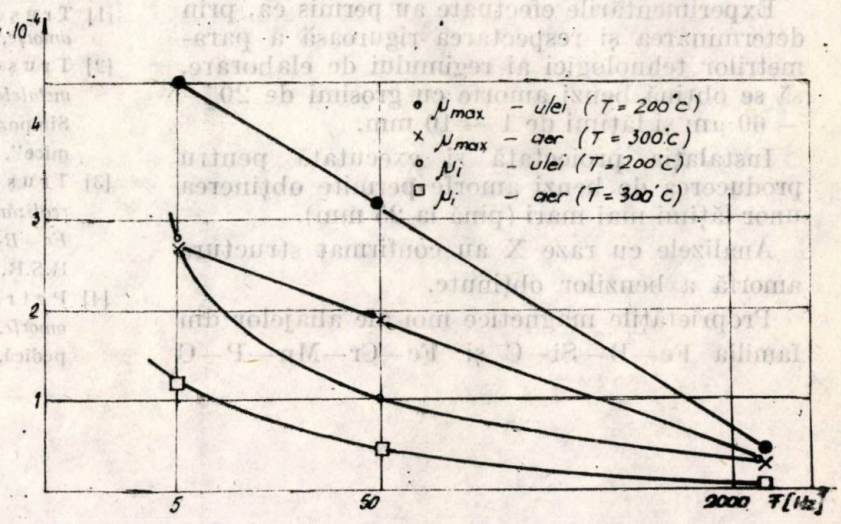


Fig. 9. Variația permeabilității maxime cu frecvențe

Rezultatele măsurătorilor magnetice efectuate pentru cele două aliaje luate în studiu sînt prezentate în tabelul 5, comparativ cu unele materiale cristaline și cu aliajele amorfe produse de unele firme.

Tabelul 5

Caracteristicile magnetice ale aliajelor $Fe_{76,5}B_{17}Si_5C_{1,5}$ şi $Fe_{71}Cr_7Mn_1P_{17}C_4$ comparativ cu aliaje amorfe şi cristaline produse industrial

Aliajul	Magnetizarea de saturaţie, M_s T	Temperatura Curie, T_c °C	Temperatura de cristalizare, T_c °C	Magnetostricţiunea, 1×10^6 λ_s	Permeabilitatea magnetică, μ_{max} $G_s/O_e\times10^3$	Cîmpul coercitiv, H_c O_e	Pierderile în miez, P W/kg
$Fe_{76,5}B_{17}S_5C_{1,5}$	1,8–1,4	380	475	—	—	0,06–0,1	—
$Fe_{71}Cr_7Mn_1P_{17}C_4$	0,9–1,1	160	450	18	42 (50 Hz)	0,08–0,09	0,16 (50 Hz)
$Fe_{80}B_{20}$ (Metglas) 26_05	1,57	375	448	30	80	0,08	0,22 (60 Hz)
$Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ (Metglas 2826)	0,75–0,83	415	400	12	200–250	0,06–0,07	—
Fe + 3%Si (tablă silicioasă)	2,03	735	—	—	10	0,09	0,78 (60 Hz)
Ni + 16% Fe + 4% Mo (Permalloy)	0,80	460	—	0	100	0,028	—

Din analiza acestor caracteristici se constată faptul că aliajele studiate au proprietăţi magnetice comparabile cu cele ale aliajelor Ni–Fe de mare permeabilitate şi cu alte aliaje amorfe produse industrial.

Concluzii

Experimentările efectuate au permis ca, prin determinarea şi respectarea riguroasă a parametrilor tehnologici ai regimului de elaborare, să se obţină benzi amorfe cu grosimi de 20 — — 60 μm şi lăţimi de 1 — 10 mm.

Instalaţia proiectată şi executată pentru producerea de benzi amorfe permite obţinerea unor lăţimi mai mari (pînă la 25 mm).

Analizele cu raze X au confirmat structura amorfă a benzilor obţinute.

Proprietăţile magnetice moi ale aliajelor din familia Fe–B–Si–C şi Fe–Cr–Mn–P–C sînt superioare celor ale tablei silicioase şi se apropie de cele ale Permalloy-ului, ceea ce deschide perspectiva perfecţionării tehnologiei de elaborare pentru înlocuirea acestui material cu conţinut ridicat de nichel.

BIBLIOGRAFIE

[1] Truşculescu, M., Serban, A. V. *Metale amorfe*, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1988.

[2] Truşculescu, M. ş.a. *Cercetări asupra elaborării metalelor amorfe din sistemul Fe–Cr–Mn–P–C.* Simpozionul „Studiul metalelor" şi „Tratamente Termice", Craiova, mai, 1988.

[3] Truşculescu. M. ş.a. *Studii şi cercetări asupra realizării şi caracterizării aliajelor amorfe din familia Fe–B–Si–C şi Fe–Cr–P.* Sesiunea Academiei R.S.R. 1988.

[4] Petrescu, Maria, Petrescu, M. *Aliaje amorfe.* Bucureşti, Ed. Tehnică, Ştiinţifică şi Enciclopedică, 1988.

Dr. ing. Gh. Chelu
Institutul Politehnic București

Cercetări privind influența temperaturii, vitezei de deformație și gradului de deformare asupra rezistenței la deformarea plastică pentru oțelurile inoxidabile feritice

CZ: 539.374 : 669.14.018.8

Realizarea unei tehnologii corecte de deformare plastică la cald presupune cunoașterea cît mai exactă a interdependenței parametrilor tehnologici în timpul procesului tehnologic de deformare. În acest sens, o importanță deosebită o are stabilirea influenței temperaturii, a gradului de deformare plastică și a vitezei de deformație asupra rezistenței la deformare. Obținerea unei relații matematice între parametrii menționați permite în continuare modelarea pe calculator a procedeelor concrete de deformare plastică la cald (forjare, laminare, extruziune), analiza variantelor posibile și, în final, alegerea variantei optime din punct de vedere al valorilor parametrilor care intervin în procesul respectiv. Avantajul modelării constă în scurtarea considerabilă a timpului de optimizare a unei tehnologii și reducerea cheltuielilor materiale și de manoperă necesare experimentărilor industriale care, în domeniul deformărilor plastice, sînt destul de mari.

În lucrare sînt prezentate rezultatele cercetărilor experimentale efectuate pe oțelul 8TiCr170 (STAS 3583-80), considerat ca reprezentativ pentru clasa oțelurilor inoxidabile feritice. Compoziția chimică a oțelului utilizat este: C = 0,053 %; Mn = 0,97%; Si = 0,57%; Ni = 0,07 %; Cr = 16,2 %; Ti = 0,4 %; P = = 0,07%; S = 0,028 %. Pe baza rezultatelor experimentale s-a stabilit o corelație matematică între tensiuni, deformații, viteză de deformație și temperatură. Această corelație, care poate fi întîlnită și sub denumirea de ecuație constitutivă a oțelului, caracterizează comportarea oțelului din punct de vedere termodinamic în timpul deformării plastice la cald. De menționat este faptul că experimentările pentru deducerea ecuației constitutive au fost efectuate prin metoda torsiunii care, spre deosebire de alte metode ca: tracțiunea, refularea etc., prezintă avantajul obținerii unor grade de deformare mari, fără schimbarea formei epruvetei, modificării vitezei de deformație în limite largi, deformării aceleiași epruvete cu viteză de deformație riguros constantă, precum și avantajul înlăturării frecării exterioare. De asemenea, prin această metodă se poate controla foarte precis efectul termic al deformației în timpul răsucirii probei.

Din lingou de 50 kg au fost obținute prin forjare bare care ulterior au fost laminate pînă la un diametru de 12 mm. Înainte de prelucrarea epruvetelor, barele au fost supuse unui tratament termic de recoacere: încălzire la 800°C, menținere o oră, răcire în aer. Porțiunea calibrată a epruvetelor confecționate a avut raza $r = 6$ mm și lungimea $l = 50$ mm.

În timpul răsucirii fiecărei epruvete s-a înregistrat simultan variația momentului de torsiune M, a temperaturii superficiale pe probă, precum și numărul de răsuciri n.

Încercările au fost efectuate la temperaturi inițiale de 1033 , 1073, 1173, 1273, 1374 și 1473 K și la viteze de deformație superficială $\dot{\varepsilon}_s$ de 0,01, 0,1, 0,3, 1 și 3 s^{-1}. În timpul torsiunii, capetele epruvetelor au fost fixate rigid pentru a menține constantă lungimea calibrată, iar răsucierea fiecărei epruvete a fost continuată pînă în momentul ruperii acesteia.

Valoarea superficială a vitezei de deformație $\dot{\varepsilon}_s$ a fost calculată cu relația:

$$\dot{\varepsilon}_1 = \frac{\pi \cdot r \cdot N}{30 \cdot \sqrt{3} \cdot l}, \ s^{-1} \qquad (1)$$

în care:

r este raza epruvetei, mm;
N — viteza de rotație, rot/min;
l — lungimea epruvetei, mm.

Pentru probele utilizate în cadrul experimentărilor, viteza de deformație este:

$$\dot{\varepsilon}_s = 0{,}00363.N, \ s^{-1} \qquad (2)$$

Gradul de deformare sau intensitatea deformației pe zona periferică a epruvetei s-a calculat conform lcrării [1], cu ajutorul relației:

$$\varepsilon_s = \frac{2 \cdot \pi \cdot r \cdot n}{1.\sqrt{3}} \qquad (3)$$

în care n reprezintă numărul de răsuciri. Pentru $r = 3$ mm și $l = 50$ mm relația devine:

$$\varepsilon_s = 0{,}218.n \qquad (4)$$

Notînd cu τ_s valoarea superficială a tensiunii tangențiale la răsucire și cu M valoarea cuplului de torsiune (momentul de răsucire), conform aceleiași lucrări [1] se poate scrie relația:

$$\tau_s = \frac{3}{2 \cdot \pi \cdot r^3} \cdot M \qquad (5)$$

În continuare, ținînd seamă de echivalența dintre tensiunea tangențială de la torsiune și tensiunea normală obținută prin metoda tracțiunii ($\sigma = \tau \cdot \sqrt{3}$), rezultă că tensiunea normală echivalentă poate fi calculată cu ajutorul cuplului de torsiune pe baza relației :

$$\sigma_s = \frac{3\sqrt{3}}{2 \cdot \pi \cdot r^3} \cdot M \qquad (6)$$

Pentru $r = 3$ mm rezultă :

$$\sigma_s = 30{,}63 \cdot M, \quad \text{MPa} \qquad (7)$$

În această relație, cuplul de torsiune M se măsoară în Nm.

Pe baza datelor obținute experimental și prin convertirea numărului de răsuciri n în grad de deformare superficial ε_s și a cuplului de torsiune M în tensiune normală σ_s, au fost trasate diagramele de variație a tensiunii normale și a temperaturii, în funcție de gradul de deformare în timpul răsucirii fiecărei epruvete.

De menționat este faptul că , în timpul răsucirii epruvetelor, viteza de deformație a fost menținută constantă. Pentru ilustrare, în figurile 1 și 2 sînt prezentate diagramele obținute pentru temperaturile inițiale Ti (temperaturi de încălzire) de 1033, 1373 K și vitezele de deformație extreme 0,01 s^{-3} și 3 s^{-1}.

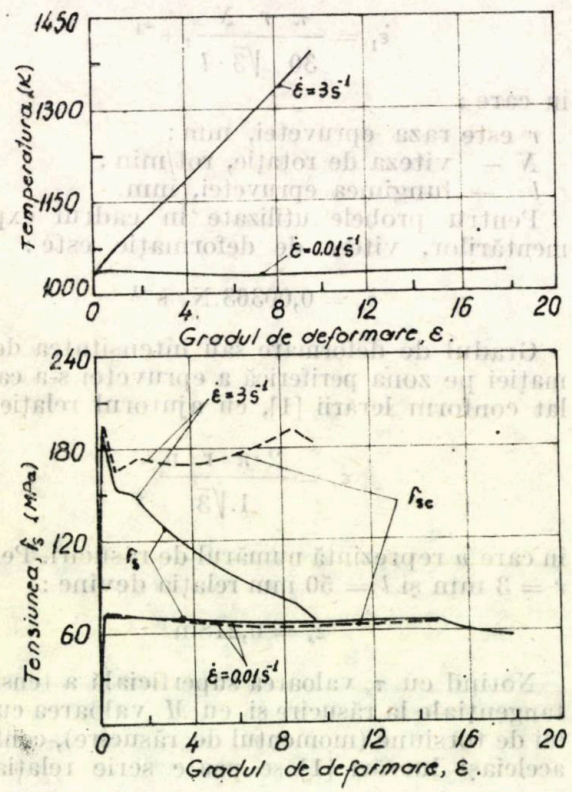


Fig. 1. Variația tensiunii σ_s și a temperaturii în timpul răsucirii la : $T_i = 1033$ K ; $\varepsilon_s = 0{,}01$ s^{-1} ; $\dot{\varepsilon}_s = 3 s^{-1}$

Din analiza modului de variație a tensiun σ_s, în funcție de gradul de deformare pentru viteze mici de deformație (0,01 — 0,1 s^{-1}), indiferent de temperatura inițială de încer-

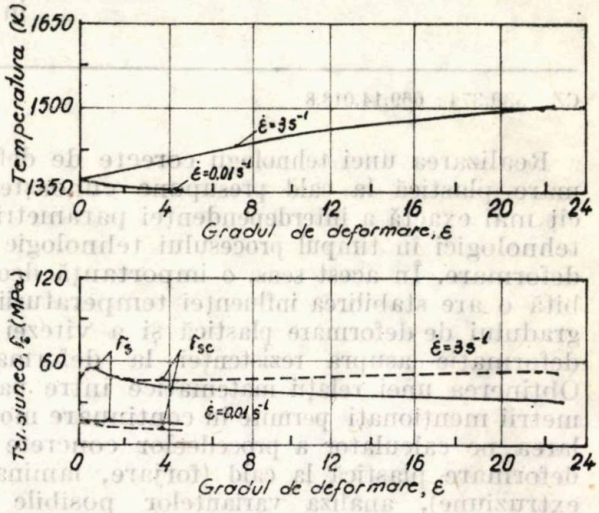


Fig. 2. Variația tensiunii σ_s și a temperaturii în timpul răsucirii la $T_i = 1373$ K, $\varepsilon_s = 0{,}01$ s^{-1} ; $\dot{\varepsilon}_s = 3^{-1}$

care, s-a observat că tensiunea atinge valoarea maximă la grade mici de deformare ($\sim 0{,}2$), menținîndu-se apoi constantă pînă la ruperea epruvetei. Oscilațiile aproximativ sinusoidale ale tensiunii și ale temperaturii în timpul deformării au apărut, în acest caz, din cauza inerției sistemului automat de reglare a temperaturii, existent la mașina de torsiune.

S-a observat că, la valori ale vitezei de deformație peste 0,1 s^{-1} și la temperaturi inițiale de încercare sub 1273 K, tensiunea scade pe măsura creșterii gradului de deformare. Analizînd concomitent variația tensiunii superficiale și cea a temperaturii, în funcție de gradul de deformare (pentru viteză de deformație constantă), se poate afirma că scăderea tensiunii este în principal o consecință a creșterii temperaturii datorită efectului termic al deformației. Acest lucru se poate observa în special la viteza de 3 s^{-1} și la temperatura de 1033 și 1073 K.

Pentru corelarea datelor experimentale obținute în cazul oțelului inoxidabil feritic studiat, s-a adoptat o relație de forma :

$$\sigma_s = \sigma_{(\varepsilon_s,\ \dot{\varepsilon}_s,\ T_i)} \qquad (8)$$

S-a considerat că relația (8) caracterizează complet comportarea oțelului din punct de vedere termodinamic în timpul deformării plastice la cald.

Pe de altă parte, din analiza rezultatelor experimentale s-a observat că tensiunea superficială σ_s se mărește o dată cu creșterea vitezei de deformație $\dot{\varepsilon}_s$ și descreșterea temperaturii inițiale T_i, pentru grade de deformare constante. Acest lucru a sugerat ideea reunirii celor două variabile $\dot{\varepsilon}$ și T_i într-una singură de forma :

$$Z_s = \dot{\varepsilon}_s \, exp \cdot \frac{Q}{R \cdot T}$$

în care : Z_s este valoarea superficială a parametrului Zener-Hollomon ;
Q — energia de activare a procesului de recristalizare dinamică, J/mol ;
R — 8,314 J/mol.K — constanta gazelor perfecte.

Relația prezintă avantajul aducerii sub formă de variație liniară a tensiunii σ_s în funcție de cele două variabile $\dot{\varepsilon}_s$ și T_i. Cu alte cuvinte, dacă datele experimentale sînt descrise corect de această relație, reprezentarea grafică a tensiunii σ_s, în funcție de $\ln Z_s$, va fi o dreaptă.

Pentru stabilirea formei explicite a relației (8), conform recomandărilor din literatură [1], [2], s-a propus o expresie de forma :

$$\sigma_s = a_{(\varepsilon_s)} \cdot \ln \frac{Z_s}{b} = a_{(\varepsilon_s)} \cdot \left(\ln \dot{\varepsilon}_s + \frac{Q}{RT} - \ln b \right) \quad (10)$$

în care $a(\varepsilon_s)$, Q și b sînt funcții de gradul de deformare.

Analizînd modul de variație a tensiunii σ_s în funcție de gradul de deformare, pentru $\dot{\varepsilon}_s$ și T_i constante, s-a observat că tensiunea σ_s rămîne practic constantă pînă la ruperea epruvetei. Excepție fac determinările în care efectul termic al deformației a intervenit cu pondere mare dar, și în acest caz, scăderea tensiunii σ_s are loc datorită creșterii temperaturii și mai puțin datorită modificării gradului de deformare.

Rezultă că, în cazul oțelului 8TiCr170, gradul de deformare are o influență neglijabilă asupra tensiunii σ_s. Din aceste considerente, în cazul de față, parametrii $a_{(\varepsilon_s)}$ Q și b devin constanți.

După cum s-a văzut, în timpul răsucirii intervine efectul termic al deformației care duce la scăderea tensiunii σ_s pe măsura creșterii gradului de deformare. Datorită acestui fapt, la stabilirea formei explicite a ecuației (8), a fost necesară folosirea unei valori medii pentru σ_s. Această valoare medie s-a calculat cu relația :

$$\overline{\sigma}_s = \frac{L_r}{\varepsilon_{sr}} \quad (11)$$

în care : L este suprafața de sub curbă, în coordonatele : tensiunea σ_s MPa și gradul de deformare ε, adică lucrul mecanic specific de deformare ;
ε_{sr} — gradul de deformare pînă la ruperea epruvetei.

Pe baza valorilor obținute pentru tensiunea σ_s la diferite viteze de deformație și temperaturi inițiale (tab. 1) au putut fi determinate mă-

Tabelul 1

Rezultatele obținute în urma determinărilor experimentale

Temperatura inițială, K	Viteza de deformație, s^{-1}	L rupere, MPa	Gradul de deformare pînă la rupere	$\tau_s = \frac{L_{rupere}}{\varepsilon}$, MPa
1 033	0,01	925	12	66,07
	0,1	2 474,5	26	95,17
	0,3	1 367	12	113,91
	1,0	768,65	7,3	105,3
	3,0	1 068,73	9,5	112,5
1 073	0,1	1 487,3	18	92,6
	1,0	960,4	10,5	91,4
	3,0	785,1	7,4	106,1
1 173	0,01	333	8	41,71
	0,1	653	12	54,4
	0,3	942	14	67,28
	1,0	878	11	79,81
	3,0	844	11	76,72
1 273	0,1	328,5	8	41,06
	0,3	343,2	7	49,03
	1,0	423,4	8	52,92
	3,0	736,5	12,6	58,45
1 373	0,01	73,6	4,6	16,0
	0,1	198	8	24,75
	0,3	309,9	11,6	26,72
	1,0	530,2	15,6	33,98
	3,0	830,25	22	37,73
1 473	0,3	228,5	15	15,23

rimile a, Q și b, folosind metoda abaterii medii pătratice.

În ecuația $\overline{\sigma}_s = a(\ln \dot{\varepsilon}_s + \frac{Q}{RT} - \ln b)$, se consideră cunoscute din determinările experimentale valorile σ_s, $\dot{\varepsilon}_s$ și T, iar ca valori care trebuie determinate, parametrii a, Q, b. Estimarea parametrilor a, Q și b se obține cu condiția ca suma pătratelor abaterilor valorilor experimentale pentru $\overline{\sigma}_{s\,exp.}$, față de cele calculate cu relația 10, să fie minimă :

$$\sum_{k=1}^{23} \left\{ \overline{\sigma}_{exp}^{-2} - \left[a \left(\ln \dot{\varepsilon}_{sk} + \frac{Q}{RT_k} - \ln b \right) \right]^2 \right\} = \text{minim} \quad (12)$$

Din calculele efectuate au rezultat pentru parametrii a, Q, b următoarele valori: $a = 6{,}35$ N. m; $Q = 367{,}5$ kJ/mol; $\ln b = 26{,}16\ s^{-1}$. Coeficientul de corelare multiplă a datelor va fi $r = 0{,}93$.

Deci, ecuația constitutivă a oțelului 8TiCr170 se poate scrie:

$$\bar{\sigma}_s = 6{,}35\left(\ln \dot{\varepsilon} + \frac{367{,}5 \cdot 10^3}{8{,}314 \cdot T} - 26{,}16\right)_r, \text{ MPa} \qquad (13)$$

S-a observat totuși că, pentru valori mici ale parametrului Zener—Hollomon, adică la viteze de deformație mici ($0{,}01\ s^{-1}$) și temperaturi de deformare ridicate (1 473 K), relațiile (10) și (13) își pierd valabilitatea deoarece ln Zs ar putea deveni negativ. Datorită acestui lucru, relația (10) se corectează, aducîndu-se sub forma:

$$\bar{\sigma}_s = a \ln\left[\frac{Z_s}{2b} + \sqrt{1 + \left(\frac{Z_s}{2b}\right)^2}\right] \qquad (14)$$

Pentru valori ale raportului $\frac{Z_s}{2b} \gg 1$, relația (14) se reduce la relația (10) sau (13). Dimpotrivă, pentru valori pozitive ale raportului $\frac{Z_s}{2b}$, dar mai mici de valoarea 1, dependența parametrului $\bar{\sigma}_s$ față de Z_s este aproximativ liniară, iar $\bar{\sigma}_s$ se anulează o dată cu Z_s, ceea ce corespunde comportării viscoplastice a materialului.

În diagrama din figura 3 sînt prezentate comparativ valorile $\bar{\sigma}_s$ obținute prin calcul cu relația (14) și valorile experimentale, pe o scară astfel aleasă încît, în cazul în care cele două tensiuni devin egale, punctul de marcare să fie dispus pe linia bisectoare la origine.

Din figura 3 se observă că toate punctele se dispun de-a lungul acestei bisectoare, cu o dispersie destul de mică, ceea ce denotă valabilitatea relației (14). Se reamintește că la valori mari ale vitezei de deformație ($1—3\ s^{-1}$) sau temperaturi sub 1373 K se poate folosi cu aceleași rezultate și formula simplificată (13).

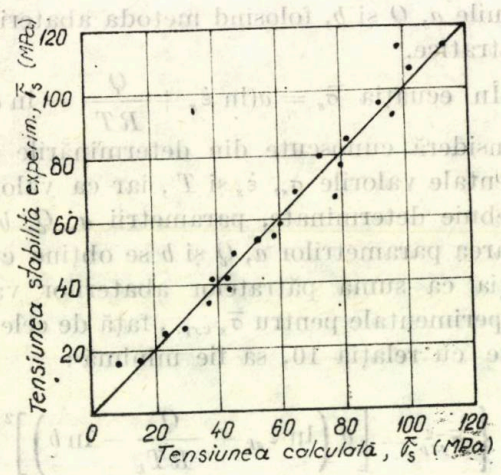


Fig. 3. Diagrama comparativă între valorile $\bar{\sigma}_s$ calculate și cele obținute experimental

După cum s-a arătat, în timpul răsucirii cu viteză de deformație constantă, datorită efectului termic al deformației, temperatura probei nu rămîne constantă, avînd o creștere pe măsura creșterii gradului de deformare, în special la viteze mari și temperaturi inițiale mici.

În aceste condiții, cuplul de torsiune și tensiunea normală echivalentă σ_s scad pe măsura creșterii gradului de deformare, adică pe măsura creșterii temperaturii probei, fapt care face să apară unele erori în stabilirea ecuației constitutive.

Pentru minimalizarea acestor erori, cu ajutorul relației (14) au fost calculate valorile tensiunii $\bar{\sigma}_s$, în condițiile în care $\dot{\varepsilon}_s$ este constantă, iar temperatura în timpul răsucirii ar fi rămas egală cu temperatura inițială T_i. Pe de altă parte, tot cu ajutorul relației (14) s-a calculat tensiunea σ_s pentru condițiile în care $\dot{\varepsilon}$ este constantă (aceeași ca în cazul anterior) și temperatura este crescătoare pe măsura creșterii gradului de deformare, adică temperatura efectivă a probei T_{ef}.

Raportul celor două tensiuni $\frac{\bar{\sigma}_{sTi}}{\bar{\sigma}_{sTef}}$ reprezintă coeficientul de corecție care se înmulțește cu valoarea curentă a tensiunii din timpul răsucirii epruvetei σ_s (valoarea dată de curbele cu linie continuă din figura 1), rezultînd în final mărimea tensiunii compensate cu temperatura $\bar{\sigma}_{sc}$:

$$\sigma_{sc} = \sigma_s \frac{\bar{\sigma}_{sTi}}{\bar{\sigma}_{sTef}} \qquad (15)$$

Calculele s-au efectuat iterativ pe calculator pentru fiecare încercare de răsucire ($\dot{\varepsilon}$ și Ti constante, ε crescător pînă la rupere), rezultînd astfel modul de variație a tensiunii σ_{sc}, în funcție de gradul de deformare. Pentru ilustrare, în figura 1 cu linie punctată este prezentată variația tensiunii σ_{sc}, în funcție de gradul de deformare.

Analizînd aceste grafice se observă că, într-adevăr înlăturînd influența efectului termic al deformației, tensiunea practic nu depinde de gradul de deformare, indiferent care ar fi valorile temperaturii de încercare și cele ale vitezei de deformație.

Pe baza modului de variație a tensiunii σ_{sc}, în funcție de temperatură și viteza de deformație, utilizînd un mers de calcul analog celui

prezentat, s-a obținut o ecuație constitutivă de forma :

$$\bar{\sigma}_{sc} = a_c \cdot \ln\left[\frac{Z_{sc}}{2bc} + \sqrt{1 + \left(\frac{Z_{sc}}{2b_c}\right)^2}\right] \quad (16)$$

în care : $Z_{sc} = \dot{\varepsilon}_s \cdot \exp.\frac{Q}{RT}$; $a_c = 13{,}48$ N.m ;

$\ln b_c = 18{,}62\ s^{-1}$; $Q = 250{,}341$ kJ/mol ;

$R = 8{,}314$ J/mol

Coeficientul de corelare a datelor va fi : $r = 0{,}96$.

Ecuația (16), care arată influența principalilor parametri asupra rezistenței la deformarea plastică la cald, reprezintă elementul de plecare spre studierea fenomenelor care au loc în timpul deformării plastice a oțelului 8TiCr170 cu ajutorul modelării matematice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Teodosiu, C. ș.a. *Viscoplastic behaviour of the AISI 316 L austenitic stainless steel under hot working conditions and constitutive equations.* În : Mecanique appliquee, Franța, vol. 24, nr. 1, 1970.

[2] Resa, I. ș.a. *Probleme de statistică rezolvate pe calculator.* Timișoara, Ed. Facla, 1984.

REVISTA REVISTELOR

Giessereichnik, R.D.G., nr. 12, 1989

35 de ani de tehnică a turnătoriei — o revistă de specialitate tehnico-științifică a R.D.G. pentru domeniul total al turnătoriei, p. 363 — Studii economice privind procedeele de topire pentru fabricarea fontei de turnătorie cu grafit nodular, p. 364 — Dezvoltarea istorică și tehnologică a procedeului de formare în nisip a cimentului la VEB Kombinat Ernst Thalmann, Magdenburg, p. 369 — Rezultate experimentale actuale privind profesiunea de „Specialiști din turnătorie", p. 371 — GIFA 89, impresii și tendințe de dezvoltare.

Giesserei, R.F.G., nr. 5, 1990

Adunarea generală extraordinară a membrilor VDG (Uniunea turnătorilor din R.F.G.) din Köln, p. 131 — Cubilourile cu durabilitate mare — o comparație cu sistemele de cuptor cunoscute, p. 135 — Optimizarea procesului de topire în cubilou prin adaos de oxigen, p. 142 — Analiza termică a aliajelor de aluminiu-siliciu eutectice înnobilate cu stronțiu, p. 149 — Sinteză bibliografică anuală asupra tehnicii de tăiere și alimentare (urmare 27), p. 156.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 1,1990

Anumite rezultate și proiecte noi ale organelor de specialitate MWG, în cadrul inițiativei KDT „Tehnologii-cheie pentru producții de vîrf", p. 3 — Rolul și funcțiile reducerii consumului specific de mijloace de producție la trecerea la intensificarea totală și consecințele pentru industria de turnare, p. 8 — Procedee de formare alternative — tehnologii, posibilități de utilizare și limite de utilizare, p. 12 — Măsurarea nivelului formelor de turnare ca o contribuție la îmbunătățirea scoaterii la piesele de oțel turnat, p. 19 — Dezvoltarea istorică și tehnologică a procedeului de formare în nisip a cimentului în combinatul VEB Ernst Thälmann, Magdeburg, uzina centrală, Partea a 2-a : Exemple de utilizare și caracteristici tehnologice, p. 20 — Tehnica din turnătorii și uzine metalurgice utilizată în domeniul artei arhitecturii, p. 25.

Giessereitehnik, R.D.G., nr. 2, 1990

Asigurarea calității în turnătorie p. 36 — Experiența în domeniul asigurării calității noului cap de cilindru Wartburg din fontă turnată în cochilie de aluminiu, p. 39 — Toleranțele și precizia în domeniul fabricării pieselor turnate, p. 43 — Mechanite — o cale spre asigurarea calității în domeniul fabricării pieselor turnate, p. 48 — Încercări asupra sensibilității în scopul simulării răcirii prin sistemul program COSIM, p. 54 — Aplicarea analizei de emisie a sunetelor în scopul controlului fisurilor pieselor turnate, p. 57.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 1, 1990

Cu oțelul nobil spre deceniul următor, p. 57 — 75 de ani de utilizare a oțelurilor inoxidabile în chimie, p. 71 — Coroziunea fisurantă sub tensiune a oțelurilor cu și fără Mo din soluția de nitrat de calciu și leșia de carbonat de sodiu, p. 83 — Oțeluri pentru scule obținute prin metalurgia pulberilor — fabricare, proprietăți și utilizare, p. 93 — Asigurarea și controlul calității produselor de la producător la beneficiar, din punct de vedere al producătorilor de oțel, p. 107.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 2, 1990

Noi dezvoltări în domeniul fabricării sinterului, p. 43 — Stadiul elaborării fontei brute în R.F.G., p. 55 — Compoziția blumurilor pe bază de carburi de calciu și influența acestora asupra desulfurării fontei brute, p. 67 — Model de simulare a procesului LD, p. 78 — Procedeu stocastic pentru reglarea zgurii, p. 81 — Influența parametrilor de îndreptare asupra sarcinii instalațiilor și calității produselor, la îndreptarea profilelor laminate la cald, p. 89 — Influența hidrocarburilor halogenate asupra comportării la coroziune a recipientelor de temperatură joasă cu ardere de gaze, p. 115.

Dr. ing. Georgeta Coşmeleaţă,
dr. ing. M. Marin şi
ing. M. Bane
Institutul Politehnic Bucureşti

Cercetări privind comportarea la dilatare termică a fontelor cenuşii cu modul de elasticitate sporit, utilizate în fabricaţia segmenţilor

CZ: 669.131.62:536.413

Pentru o cît mai bună comportare în exploatare segmenţii trebuie să întrunească o serie de proprietăţi, determinate în primul rînd de calitatea fontei din care sînt fabricaţi, şi într-o oarecare măsură, de condiţiile de tratament termic.

Proprietăţile principale pe care trebuie să le îndeplinească segmenţii sînt: elasticitatea ridicată, rezistenţa mare la uzură, stabilitatea dimensională, rezistenţa mare la tracţiune şi încovoiere, conductibilitatea termică cît mai ridicată şi rezistenţa la coroziune.

Majorarea coeficientului de dilatare termică, în cazul fontelor pentru segmenţi, este benefică în ceea ce priveşte modulul de elasticitate, iar caracteristicile structurale şi compoziţia chimică privite prin influenţa pe care o au asupra modulului de elasticitate şi proprietăţilor de rezistenţă mecanică sînt răspunzătoare de valorile mai ridicate ale acestora, în cazul fontelor cu modul de elasticitate sporit.

După cum arată cercetările documentare, cea mai mare influenţă asupra coeficientului de dilatare o are carbonul, îndeosebi în stare legată. Aceasta se explică nu numai prin faptul că cementita posedă o valoare a coeficientului de dilatare α mai redusă decît grafitul, dar şi prin faptul că unui procent de carbon îi corespunde aproximativ de cinci ori mai multă cementită decît grafit. De aceea, prin grafitizarea fontei, coeficientul de dilatare creşte, iar fontei feritice îi corespunde o valoare a coeficientului de dilatare mai mare decît al celei perlitice.

Influenţa directă a elementelor de aliere la formarea soluţiilor solide sau a combinaţiilor cu fierul se manifestă prin scăderea valorii coeficientului de dilatare. Excepţie fac numai cuprul, aluminiul şi manganul care măresc coeficientul de dilatare termică. Influenţa elementelor în legătură cu grafitizarea se manifestă prin majorarea coeficientului de dilatare, în cazul creşterii gradului de grafitizare, şi prin reducerea valorii coeficientului de dilatare în cazul formării fontei albe.

Analizînd din acest punct de vedere, se poate afirma că mărirea valorii coeficientului de dilatare la creşterea conţinutului de siliciu pînă la 1,5 — 2,0% se explică prin acţiunea grafitizantă a acestui element. Descreşterea valorii acestui coeficient la creşterea peste această limită a conţinutului de siliciu poate fi considerată ca o consecinţă a influenţei directe a siliciului, care formează soluţie solidă cu ferita.

În ceea ce priveşte cromul, pînă la un conţinut de 0,5% în fontă, el măreşte coeficientul de dilatare. La conţinuturi în crom peste 0,5%, coeficientul de dilatare se micşorează, fenomen determinat atît de influenţa lui directă, cît şi de influenţa de a forma fontă albă.

Ţinînd seamă de acestea, lucrarea îşi propune să evidenţieze corelaţia dintre coeficientul de dilatare şi celelalte caracteristici (structurale, fizico-mecanice ş.a.) prin studiul dilataţiei globale.

Procedura experimentală

Pentru efectuarea cercetărilor experimentale s-au utilizat probe confecţionate din două materiale, folosite în fabricarea segmenţilor: fontă cenuşie normală, denumită fontă standard; fontă cu modul de elasticitate sporit K41, denumită prescurtat IKA (tab. 1).

Tabelul 1

Compoziţia chimică a fontelor standard şi IKA

Materialul	Compoziţia chimică, %									
Fonta standard	C_{total} 3,6	Si 2,5	Mn 0,6	P 0,04	S 0,06	Cr 0,3	Cu 0,3	Mo —	V —	Ni —
Fonta IKA	3,6	2,5	0,8	0,06	0,08	0,6	1,1	1,0	0,3	0,8

Analiza macroscopică a avut drept scop atît analiza suprafețelor de rupere cît și studierea macrostructurii.

Analiza microstructurii s-a efectuat atît pe probe metalografice lustruite și neatacate, în vederea determinării caracterului separărilor de grafit, cît și pe probe atacate pentru studiul structurii masei metalice.

Pentru determinarea coeficientului de dilatare termică s-a utilizat metoda dilatometrică absolută și dilatometrul Leitz. Determinările s-au efectuat pe probe de Ø 2 × 60 mm în intervalele de temperatură: 20 — 100°C; 20 — — 200°C; 20 — 300°C: 20 — 400° C și 20 — — 500°C.

Pentru calculul coeficientului de dilatare termică s-a utilizat relația matematică:

$$\alpha_{T_1}^{T_2} = \frac{\Delta 1 \max_{T_1}^{T_2}}{K_{T_1}^{T_2} l_{T_1} \Delta T} \qquad (1)$$

unde:

$$\Delta 1 \max_{T_1}^{T_2} = \Delta 1 \max_{T_1}^{T_2} K_{T_1}^{T_2}$$

$$1_{\text{real}}{}_{T_1}^{T_2} = 1_{T_1}^{T_2} \Delta T$$

$$1_{T_2} = 1_T \, (1 + \alpha_{T_1}^{T_2} \Delta T)$$

în care:

K este coeficientul de amplificare:
ΔT — $T - 20°C$
l_T — lungimea probei la temperatura T.

Rezultatele experimentale și interpretarea lor

Aspectul suprafeței de rupere a arătat că atît fonta standard, cît și fonta IKA au structuri granulare fine, de culoare cenușiu închis.

Este de remarcat faptul că structura granulară fină este omogenă pe toată secțiunea probei în cazul fontei IKA, ceea ce este foarte important pentru obținerea de segmenți cu proprietăți mecanice foarte apropiate de la segment la segment și pe lungimea aceluiași segment.

Analiza macrostructurii a evidențiat o masă metalică lipsită de pori și omogenă din punct de vedere al recristalizării în procesul de solidificare.

Ținînd seamă de rezultatul încercărilor sistematice, în problema cristalizării primare a fontei, efectuate de F. Roll [1], potrivit cărora un foarte bun mijloc pentru aprecierea felului cristalizării primare îl constituie poziția sulfurilor bogate în mangan, deoarece sulfurile se găsesc totdeauna în părțile topiturii solidificate la urmă, se poate face ușor distincție între modul de desfășurare a solidificării celor două fonte și aprecia că, în cazul fontei IKA, structura primară este omogenă.

Analiza separărilor de grafit a evidențiat,în cazul fontei standard, caracterul separărilor de grafit. În micrografiile din figura 1 grafitul ocupă o suprafață de peste 2%, are formă de lamele cu lungimea medie cuprinsă între 125 și 250 μm, cu tendință de aranjament în rozete și de a se așeza la limitele celulelor eutectice, forma lamelelor de grafit fiind semiarcuită.

Fig. 1. Fonta standard; caracterul separărilor de grafit

Fig. 2. Fonta IKA; Caracterul separărilor de grafit

Conform STAS 6905-81, acest grafit se poate încadra la punctajul G1 2 — G1 6 — Gr 5 — G/2.

În cazul fontei IKA, caracterul separărilor de grafit, conform micrografiilor din figura 2, se prezintă astfel: grafitul ocupă o suprafață de circa 12%, are forme de lamele cu lungimea medie cuprinsă între 70 și 125 μm, este repartizat în rozete cu tendință ușoară de orientare interdendritică, forma lamelelor de grafit fiind arcuită.

Fig. 3. Microstructura fontei standard

Fig. 4. Microstructura fonte IKA

Conform STAS 6905-81, acest grafit se poate încadra la punctajul G O — G1 5 — GRS — — G/3.

Analiza structurii masei metalice a arătat faptul că, la fonta standard (fig. 3), eutecticul fosforos este dispus sub forma unor separări izolate mari $E_r 4$ cu o suprafață medie de 2500 μm².

Conform micrografiei din figura 4, în cazul fontei IKA, eutecticul fosforos se prezintă sub

formă de rețea discontinuă E_{r_2}, ocupînd o suprafață medie de 20 000 μm^2.

Fonta standard (fig. 3) se prezintă sub formă lamelară, distanța dintre lamele fiind sub 0,5 μm. Ferita este prezentă într-un procent redus (sub 5%).

Masa metalică a fontei IKA (fig. 4) este alcătuită din perlită sorbitică (distanța interlamelară fiind sub 0,3 μm).

Privite prin influența pe care o au asupra proprietăților și comportării segmenților în exploatare, caracteristicile structurale ale fontei standard sînt corespunzătoare, iar cele ale fontei IKA corespund cerințelor unor segmenți de calitate superioară.

În tabelul 2 se prezintă rezultatele privind determinarea *coeficienților de dilatare* pentru probele din cele două tipuri de fonte analizate, în intervalele de temperatură de la : 20 — 100°C ; 20 — 200°C ; 20 — 300°C ; 20 — 400°C ; 20 — — 500°C, iar în figurile 5 și 6, cîteva din dilatogramele cu ajutorul cărora s-au determinat coeficienții respectivi.

Analizînd datele din tabelul 2 se poate ajunge la concluzia că fonta IKA prezintă un coeficient de dilatare mai mare decît fonta standard.

Faptul că fonta IKA are coeficientul de dilatare mai mare decît fonta standard este subliniat și prin valorile medii ale coeficienților de dilatare pentru cele două fonte, în cazul celor două loturi de probe redate în tabelul 3.

Valoarea mai mare a coeficientului de dilatare în cazul fontei IKA poate fi explicată prin acțiunea cumulată a compoziției chimice și structurii masei metalice.

În ceea ce privește compoziția chimică, creșterea coeficientului de dilatare termică poate fi pusă pe seama influenței nichelului, cuprului și cromului, prezente în fonta IKA.

Tabelul 2

Valorile coeficienților de dilatare

Tipul de fontă	Marcajul pe probă/ Marcajul pe lot	Temperatura, °C				
		20—100	20—200	20—300	20—400	20—500
		Coeficientul de dilatare, $\frac{t}{20} \cdot 10^{-6}$				
Fonta standard	S_1/lot_1	10,6	11,1	11,6	12,1	12,3
	S_2/lot_1	10,8	11,2	11,8	12,3	12,4
	S_3/lot_1	10,7	11,0	11,9	12,2	12,4
	S_4/lot_1	10,9	11,4	11,8	12,3	12,5
Fonta IKA	I_1/lot_1	11,4	12,0		13,1	
	I_2/lot_1	11,3	12,2		13,2	
	I_4/lot_1	11,2	12,21		13,4	
Fonta standard	S_5/lot_2	10,9	11,0	11,6	12,1	12,4
	S_6/lot_2	10,8	11,2	11,7	12,0	12,3
	S_7/lot_2	10,9	11,3	11,6	11,9	12,3
	S_8/lot_2	11,0	11,3	11,8	12,0	12,2
Fonta IKA	I_5/lot_2	11,5	12,0	12,2	12,9	13,1
	I_6/lot_2	11,4	12,2	12,4	13,1	13,3
	I_7/lot_2	11,5	11,9	12,3	13,0	13,3
	I_8/lot_2	11,3	12,0	12,2	13,1	13,4

Se știe că dilatația este o consecință a creșterii distanței medii dintre atomi, ca urmare a creșterii amplitudinii de vibrație a ionilor atomilor din rețeaua cristalină, prin creșterea temperaturii.

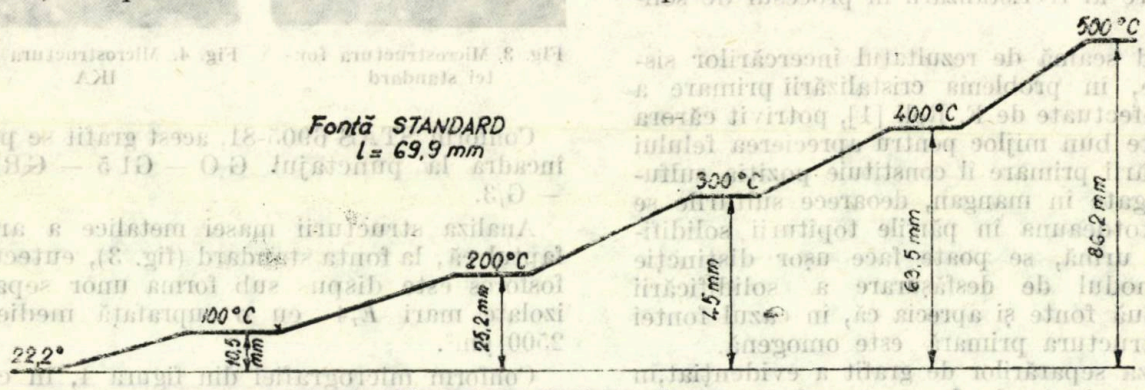


Fig. 5. Fonta standard : dilatogramă

Dacă se ține seamă de constatarea că dilatația probelor din cele două fonte are loc în salturi fine (tab. 3 și fig. 5 și 6)) și că aceste salturi sînt probabil asociate cu variații discontinue și a altor caracteristici, se poate afirma că există corelație între coeficientul de dilatare și celelalte caracteristici fizice ale fontelor.

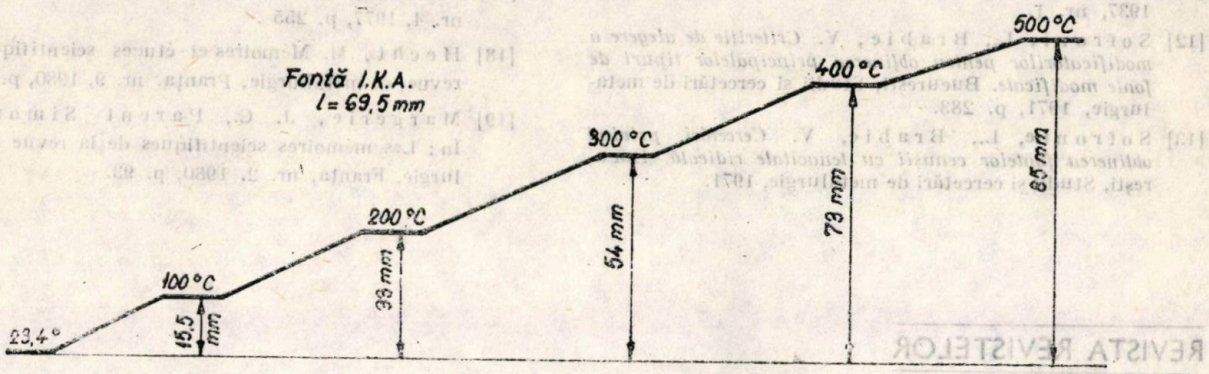


Fig. 6. Fontă IKA ; dilatogramă

Tabelul 3

Valorile medii ale coeficienților de dilatare pentru fonta standard și fonta IKA

Temperatura, °C	Coeficientul mediu de dilatare, 10^{-6}°C			
	fonta standard		fonta IKA	
	primul lot de probe	al doilea lot de probe	primul lot de probe	al doilea lot de probe
20—100	10,7	10,9	11,3	11,4
20—200	11,2	11,2	12,2	12,0
20—300	11,8	11,7	12,5	12,3
20—400	12,2	12,0	13,2	13,0
20—500	12,4	12,3	13,4	13,3

Știind că dilatometric s-a măsurat dilatația globală, adică suma dilatației reticulare și a dilatației defectelor de rețea (dislocații, limite, sublimite etc.), din compararea rezultatelor se vede că, în anumite intervale de temperatură, dilatația globală este mai mică, iar în alte intervale, mai mare.

Asemenea salturi sînt legate de schimbări ale forțelor dintre toți atomii corpului sau numai dintr-un anumit număr dintre ei. Schimbărilor de forțe de legătură între atomi le pot corespunde schimbări ale coeficientului de dilatație sau chiar salturi mai mult sau mai puțin bruște în valoarea dilatației.

În ambele cazuri nu este obligatoriu să existe modificări de parametri de rețea, ci poate să se producă prin schimbări în numărul de defecte de rețea [2] — [5] sau în raporturile dintre ele.

Concluzii și propuneri

Principalele concluzii care se desprind din analiza rezultatelor cercetărilor experimentale care au format obiectul lucrării sînt următoarele :

— Coeficientul mediu de dilatare în cazul fontei standard a variat între 10,7 și 10^{-6}°C în intervalul 200 — 500°C.

— În cazul fontei IKA coeficientul mediu de dilatare a variat de la $11{,}30 \cdot 10^{-6}$°C în intervalul 20 — 500°C.

Valoarea medie mai mare a coeficientului de dilatare pentru fonta IKA, comparativ cu fonta standard, se explică prin influența pozitivă exercitată prin prezența unor elemente din compoziția chimică și structură.

— Caracteristicile structurale ale fontei IKA, privite prin influența pe care o au asupra modulului de elasticitate și proprietăților de rezistență mecanică, sînt răspunzătoare de valorile mai ridicate ale acestora, comparativ cu cele ale fontei standard.

BIBLIOGRAFIE

[1] Piwowarski, E. *Fonte de înaltă calitate.* București, Ed. Tehnică, 1967.

[2] Raseev, D. *Fonte modificate cu grafit lamelar și nodular în construcția de mașini.* București, Ed. Tehnică, 1953.

[3] Simon, A., Boukiroxt, E. ș.a. Les mémoires scientifiques de la revue de métallurgie, Franța, nr. 1, 1978, p. 33.

[4] Coppolani, J., Margerie, J. C. Revue de Métallurgie, Franța, iulie-august, 1965, p. 649.

[5] Deliry, M., Wintenberger, R. Les mémoires scientifiques de la revue de metallurgie, Franța, nr. 1, 1968, p. 1.

[6] Schulze, A. Handbuch der Metalographie, vol. 2, p. 110.

[7] Schnchen, E. Bornhofen, O. În: Arch. Eisenhuttenw., R.F.G., 8 1934 p. 357.

[8] Sofroni, L., Ştefănescu, D. M. *Fonte modificate cu proprietăţi superioare*. Bucureşti, Ed. Tehnică, 1971.

[9] Ghirzovici, G. I. *Turnarea fontei*. Bucureşti, Ed. Tehnică, 1952.

[10] Cornelius, H. Lufth-Forsch, nr. 20, 1943, p. 63 — 68.

[11] Jungbluth, J. În: Stahl und Eisen, R.F.G., 1937, nr. 1.

[12] Sofroni, L., Brabie, V. *Criteriile de alegere a modificatorilor pentru obţinerea principalelor tipuri de fonte modificate*. Bucureşti, Studii şi cercetări de metalurgie, 1971, p. 283.

[13] Sofronie, L., Brabie, V. *Cercetări privind obţinerea fontelor cenuşii cu tenacitate ridicată*. Bucureşti, Studii şi cercetări de metalurgie, 1971.

[14] Geru, N. şi colectiv. *Materiale metalice: structură proprietăţi, utilizări*. Bucureşti, Ed. Tehnică, 1985.

[15] Dinescu, L. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 1986, p. 438.

[16] Dinescu, L. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 1, 1985, p. 39.

[17] Sasaki, T. În: Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 4, 1977, p. 255 .

[18] Hecht, M. Mémoires et études scientifiques de la revue de métallurgie, Franţa. nr. 9, 1980, p. 844.

[19] Margerie, J. C., Parent Simonin, S. În: Les mémoires scientifiques de la revue de métallurgie, Franţa, nr. 2. 1980, p. 93.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, R.F.G., nr. 25/26, 1989

Turnătoria are perspective? p. 870 — Proiectul unei noi turnătorii de fontă — pentru piese de automobile cu considerarea în special a condiţiilor de lucru p. 876 — Încercări privind îmbunătăţirea condiţiilor de lucru într-o secţie de turnare în cochile a metalelor grele, din punct de vedere uman şi economic p. 881 — Organizarea sistemului de lucru într-o turnătorie de oţel parţial mecanizată, p. 886 — Îmbunătăţirea condiţiilor de lucru într-o secţie de curăţire dintr-o turnătorie de oţel destinată fabricării de piese, cu considerarea problemei locurilor de muncă pentru handicapaţi, p. 890 — Îmbunătăţirea condiţiilor de lucru în atelierele de curăţire prin mecanizarea proceselor de producţie, p. 895 — Contribuţie la istoria fontei ductile de turnătorie, p. 901 — Sinteză bibliografică anuală: Turnătoria ca instalaţie integrală (urmare 15), p. 908 — Sinteză bibiografică anuală asupra tunării sub presiune, Partea 1. Materiale şi proprietăţi de materiale (urmare 26), p. 917.

Giesserei, R.F.G., nr. 2, 1990

Cea de-a 3-a Conferinţă tehnică a VOG (Uniunea turnătorilor din R.F.G.) asupra priorităţilor dezvoltării în domeniul tehnicii turnării, p. 35 — Simularea pe calculator a spadelor turnate în bronz. Duelul între Paris şi Menelaos de Homer, p. 38 — Comparaţie între fonta maleabilă albă elaborată în cuptorul electric şi cubilou. Comportarea la solidificare, structură şi proprietăţi, p. 40 — Încercări privind procesul de cristalizare a aliajelor de Al—Si. superînnobilate, prin intermediul analizei termice, p. 49 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor grele (urmare 27).

Neue Hütte, R.D.G., nr. 1, 1990

Progrese în domeniul producţiei de oţel insuflat cu oxigen, p. 1 — Producţia de semifabricate din materiale obţinute prin extruziune de gaz, prin metalurgia pulberilor şi metalurgia topirii, p. 10 — Problema arseniului în metalurgia metalelor neferoase — încercări privind prelucrarea concentraţiilor de cositor cu conţinut de arseniu, p. 16 — Dezvoltări tehnice şi tehnologice în domeniul fabricării benzii late la rece, p. 20 — Progrese în domeniul dezvoltării şi utilizării noilor tipuri de lubrifianţi de mare putere pentru trefilarea sîrmei de oţel, p. 28.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 12, 1989

Încercări privind comportarea creşterii grăuntelui de austenită din oţelul de construcţii St 600 cu rezistenţă superioară, sudabil, p. 441 — Aplicrea tratamentului mecanic de temperatură înaltă la oţelurile tenace la rece cu 3.5% Ni, p. 445 — Aspecte microstructurale ale proceselor de deformare şi fisurare, p. 450 — Comportarea la fisurare prin încovoiere a oţelurilor prelucrate la rece, neacoperite şi acoperite cu TiN, după austenitizarea înaltă şi călirea secundară, p. 453 — Influenţa distribuţiei carburii asupra rezistenţei la încovoiere a oţelurilor prelucrate rapid, p. 459 — Tehnica experimentală a încercărilor de defectare biaxiale în domeniul maşinilor-unelte de rezistenţă superioară, îmbunătăţite, p. 464 — Cea de-a 5-a conferinţă internaţională asupra metalurgiei secundare (SCANIN JECT V), p. 469 — Consultarea internaţională „Metodologia utilizată în fizica metalelor", 1989, p. 470.

Dr. ing. M. Chişamera,
prof. dr. ing. L. Sofroni şi
dr. ing. I. Ripoşan
Institutul Politehnic Bucureşti

Creşterea eficacităţii procesului de modificare — baza unor direcţii de producere a fontelor modificate

CZ : 669.131.622

Tehnologiile actuale de producere a fontelor modificate nu permit decît o valorificare parţială a potenţialului de modificare a elementelor din compoziţia modificatorilor fie datorită unui control redus al procesului de asimilare a acestora în fontă, fie datorită formei neconvenabile sub care acestea sînt reţinute în prealiaj. Compoziţia şi structura necorespunzătoare a prealiajelor modificatoare clasice constituie motivul următoarelor deficienţe ale procesului de modificare : reacţie violentă însoţită de efecte piroforice şi de poluare intense ; reproductibilitate redusă a rezultatelor ; schimbare esenţială a compoziţiei chimice a fontei datorită conţinutului ridicat de Si (în cazul prealiajelor pe bază de Si) cu repercusiuni asupra posibilităţii utilizării integrale a recirculatelor ; structură necorespunzătoare a fontelor obţinute etc.

Un rol important în formarea structurii prealiajelor modificatoare îl are viteza de răcire care, în condiţiile turnării acestora sub formă de blocuri sau pastile, nu este suficient de ridicată pentru a împiedica segregaţiile elementelor şi pierderile de magneziu, prin evaporare.

Se ştie că prin creşterea vitezei de răcire a topiturilor metalice la valori foarte mari se formează structuri metastabile caracterizate prin apariţia unor soluţii solide cu conţinut ridicat al elementului de aliere (soluţii solide puternic suprasaturate) [1], [2]. Datorită deplasării substanţiale a punctelor critice eutectice apar cristale primare de compuşi intermetalici, precum şi dispersarea tuturor componenţilor aliajului, inclusiv a celor nedizolvaţi în masa metalică. Astfel, la viteze de răcire a topiturilor metalice de $10^4 - 10^6$ °C/s, dimensiunile grăunţilor se micşorează de 20 — 40 ori, fiind frînate toate transformările fazice în stare solidă (perieutectoide, eutectoide, monoeutectoide etc.) ; la viteze de răcire mai mari de 10^2 °C/s este frînată germinarea la cristalizare, obţinîndu-se aliaje amorfe (sticle metalice).

Menţinerea, fie şi numai parţial, prin ereditate a acestor structuri în piesele turnate, obţinute pe baza granulelor, duce la obţinerea unor caracteristici mecanice şi de exploatare cu totul deosebite.

Pornind de la aceste considerente, autorii lucrării au emis ideea [3] extinderii acestor cercetări şi asupra fontelor modificate, în scopul cunoaşterii mai aprofundate şi valorificării superioare a fenomenului de ereditate caracteristic acestor materiale. S-a preconizat în acest fel elaborarea unor tehnologii de modificare în care, în locul prealiajelor modificatoare clasice, să fie utilizate granule din fontă suprasaturată în elemente modificatoare, pe baza unor viteze mari de răcire.

Faţă de alte tipuri de inoculanţi utilizaţi la turnarea în suspensie [4], granulele active din fontă vor avea, pe lîngă efectele de microrăcitori şi modificatori, rolul de germinare forţată dirijată pe baza fenomenului de ereditate prin care elementele de structură ale granulelor obţinute în condiţii de răcire rapidă (> 300°C/s) sînt transmise fontei tratate sub formă de germeni de cristalizare forţaţi (nodule de grafit, fragmente dendritice de austenită, compuşi chimici, microvolume cu ordine îndepărtată etc.).

Metodă de cercetare

Pentru experimentări au fost elaborate fonte cu grafit nodular suprasaturate în elemente modificatoare care au fost apoi granulate în jet de apă. Granulele obţinute, cu dimensiuni cuprinse între 1 şi 15 mm, au fost utilizate pentru experimentări în vederea obţinerii Fgn şi Fgv/c, avînd în vedere diferite moduri de introducere a acestora în fontă (fig. 1).

Au fost urmărite caracteristicile fizico-chimice şi structurale ale granulelor obţinute, precum şi modul de acţiune a acestor particule active asupra aliajelor feroase.

Rezultate obţinute. Discuţii

Granule modificatoare din fontă (GMF)

La stabilirea compoziţiei chimice a granulelor din fontă s-a ţinut seamă ca acestea să conţină elemente care să favorizeze fixarea elementelor active (Mg, Ce, Ca, Ba), cel puţin în faza lichidă, pentru ca prin răcire rapidă să se obţină valori de suprasaturaţie a acestora. Pe baza datelor din literatura de specialitate [5], [7] şi a experienţei proprii, s-a ajuns la necesitatea unei compoziţii chimice a granulelor din fontă, situate în domeniul eutectic, astfel încît carbonul echivalent să se încadreze în limitele : CE = 4,0 — 4,7%.

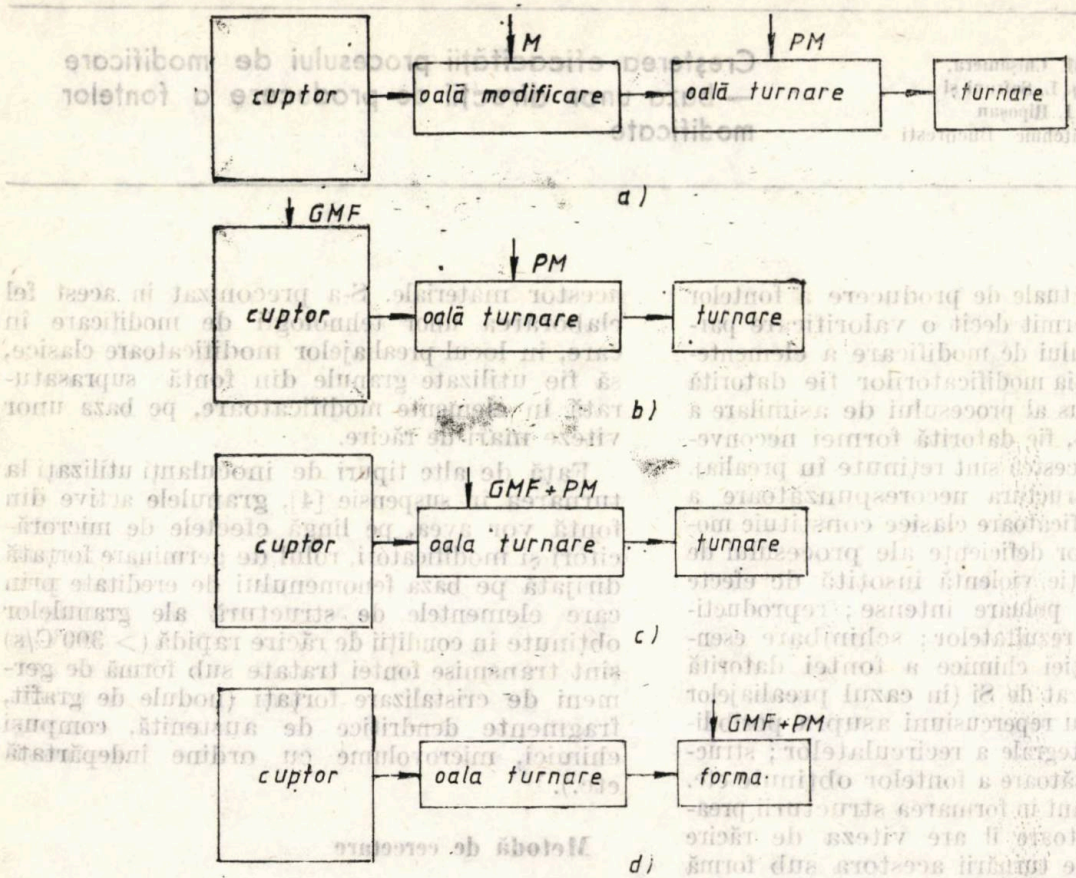


Fig. 1. Fluxul tehnologic al obținerii fontelor cu grafit compact prin tratare cu granule modificatoare *b*, *c*, *d* comparativ cu modificarea clasică *a*: *GMF* — granule modificatoare din fontă; *M* — modificator clasic; *PM* — postmodificare

Pe baza acestei relații au fost elaborate diferite compoziții de granule (tab. 1) a căror structură metalografică (stabilă sau metastabilă) este în corelație și cu condițiile de răcire și dimensiunile acestora (fig. 2).

Tabelul 1

Compoziția chimică a granulelor modificatoare din fontă GMF

Tipul granulei	Compoziția chimică, %							CE, %
	C	Si	Mn	P	S	Mg	E^x	
GMF 1	3,0	5,0	0,45	0,15	<0,01,		065 X	4,70
GMF 2	4,2	1,4	1,4	0,15	<0,01		0,058 X	4,65

E^x — alte elemente (brevet R.S.R. nr. 98956/29.07.1989)

În cazul granulelor cu structură stabilă au fost depistate cu ajutorul analizorului de imagini Quantimet 720 un număr de nodule de grafit variind între 18000 și 35 000 nod/mm², cu dimensiuni cuprinse între 0 și 32 μm. Între acestea, ponderea principală (peste 67%) o

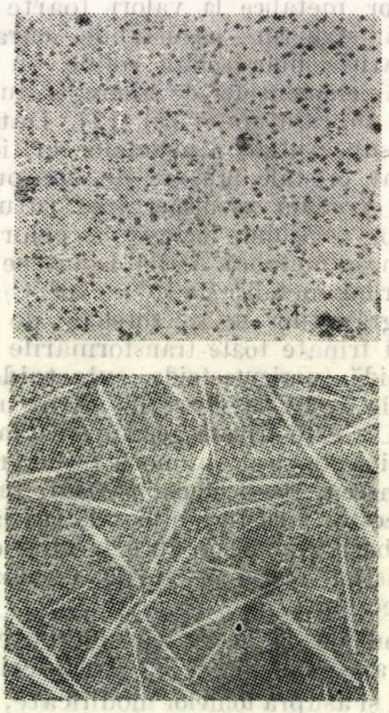


Fig.2. Structura metalografică a granulelor modificatoare din fontă în stare turnată: *a* — cu grafit nodular; *b* — cu cementită; × 150

constituie nodulele cu dimensiuni sub 1 μm, iar 30% din nodule au dimensiuni cuprinse între 1 și 8 μm (fig. 3).

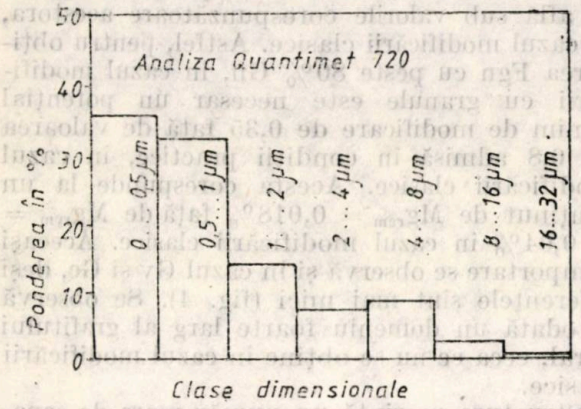


Fig. 3. Repartiția pe clase dimensionale a separărilor de grafit în granulele cu grafit nodular

Masa metalică de bază are un caracter dendritic în care o parte din fostele dendrite de austenită conțin nodule de grafit de dimensiuni mari (15 — 35 μm), care s-au format înainte de transformarea eutectică.

Granulele cu structură metastabilă au o structură cu grafit nodular în care, la mărire obișnuită, se constată prezența unui număr mic de nodule de grafit foarte compacte. La măriri mari (> 300), pe probele neatacate se constată prezența unui număr mare de nodule punctiforme de grafit cu dimensiuni sub 1 μm. Masa metalică (ledeburită, cementită și ferită) are un grad înalt de finisare. Granulele cu dimensiuni sub 3 mm pot să aibă o structură de fontă albă fără separări de grafit vizibile la mărire obișnuită.

Fonte modificate obținute prin tratare cu granule modificatoare din fontă (GMF)

Granulele modificatoare au fost utilizate pentru experimentări în vederea modificării fontei, fiind introduse în cuptor (10 — 30% din masa șarjei), în jet la evacuarea din cuptor (5 — 10% din masa șarjei) și în jet la turnarea fontei în formă (2,5 — 5% din masa piesei) (fig. 1). Încărcătura de bază a constat din fontă specială tip F × 1 căreia i s-a corectat compoziția chimică în vederea încadrării, în final, în următoarele limite: 3,4 — 3,6%C; 2,4 — — 2,8% Si; 0,5 — 0,7% Mn; 0,15 % P; 0,02 * $\%S_{max}$.

Fontele modificate au fost turnate după diferite durate de menținere, controlîndu-se nivelul potențialului de modificare, într-o primă fază, cu ajutorul probelor pană. După diminuarea potențialului de modificare sub limita critică (apariția casurii cenușii), în fonta lichidă rămasă în cuptor (în cazul primei variante de modificare) (fig. 1, *a*) s-a adăugat o nouă porție de granule, obținîndu-se o regenerare a efectului modificator (revenirea în domeniul Fgn). În tabelul 2 sînt prezentate sintetic rezultatele analizelor structurale efectuate pe probe de Ø 25 mm, precum și variația în timp a Mg și S în fontele tratate cu granule.

Pentru a compara rezultatele obținute prin modificarea cu granule de fontă cu cele obținute prin modificarea clasică cu prealiaje pe bază de Mg, s-a determinat mai întîi cantitatea de Mg remanent, necesară obținerii unei structuri

Tabelul 2

Analiza structurală a fontelor tratate cu granule modificatoare GMF 1

Durata de la modificare la turnare, min.	Mg_{rem} %	S, %	Analiza grafitului, %				
			Gn	Gv	Gc,	Gl	Numărul separărilor, mm²
2	0,021	0.024	> 95	< 5	—	—	285—460
2	0,018	0,022	> 85	< 15	—	—	Nd
2	0,015	0,025	20	80	—	—	400—460
5	0,021	0,023	> 90	< 10	—	—	375—420
10	0,016	0,025	55	45	—	—	390—840
11	0,016	0,018	> 95	< 5	—	—	490—650
11	0,015	0,020	15	85	—	—	430—470
14	0,005	0,022	—	—	> 90	< 10	Nd
17	0,004	0,022	—	—	> 70	< 30	Nd
24	0,005	0,020	—	—	> 60	< 40	Nd
30	0,022	0,019	> 95	< 5	—	—	310—450
35	0,020	0,022	> 85	< 15	—	—	410—460
41	0,0025	0,025	—	—	25	70	Nd
45	0,004	0,021	—	—	10	90	Nd

cu 100% Gn, pe baza compoziției chimice a fontei modificate (C, Si) și a grosimii de perete g a probelor turnate, conform relației [6]:

$$Mg^0_{rem} = 0{,}008\ (C + Si) + 0{,}00015.g,\ \%\quad (1)$$

Pentru fonta utilizată la experimentări, cu C = 3,5% și Si = 2,6% și probe cu Ø 25 mm rezultă $Mg^0_{rem} = 0{,}05\%$. Pe baza conținutului de Mg remanent, obținut efectiv în probele turnate (Mg^0_{rem}) și a cantității de Mg teoretic, necesară în fontă pentru obținerea unei structuri cu 100% Gn, determinată de relația (1), s-a definit noțiunea de potențial real de modificare (πr) conform relației:

$$\pi_r = \frac{Mg_{rem}}{Mg^0_{rem}} \quad (2)$$

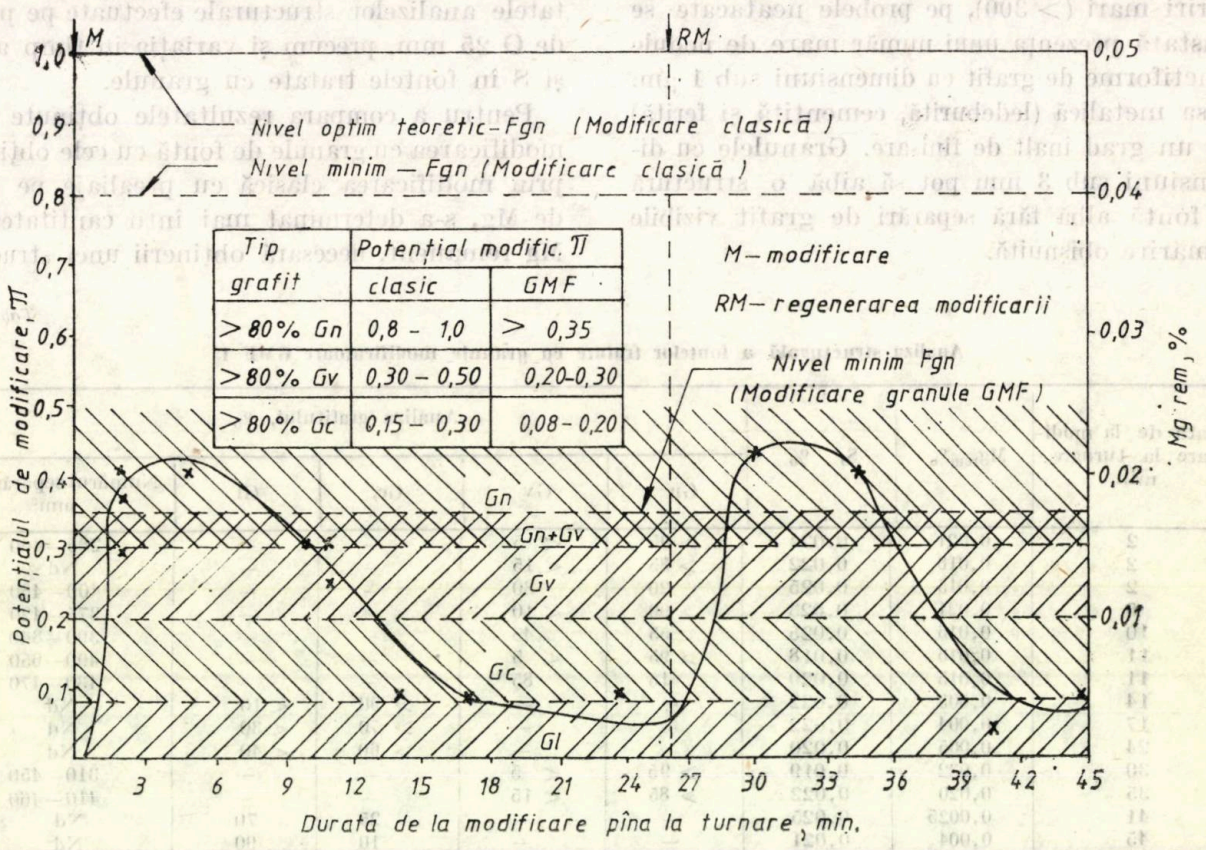
Aceasta definește poziția fontei față de potențialul optim teoretic de modificare în anumite condiții de solidificare, avînd valori cuprinse între 0 și 10. Valoarea maximă corespunde conținutului optim de Mg_{rem} necesar obținerii unei structuri cu 100% Gn.

Pe baza datelor prezentate în tabelul 1 s-a obținut variația potențialului de modificare, în funcție de durata menținerii fontei după modificare, precum și sub efectul regenerării modificării (fig. 4).

Se constată, astfel, că, în cazul modificări cu granule de fontă, nivelul minim al potențialului de modificare a fontelor pentru care se obțin diferite forme compacte de grafit se află sub valorile corespunzătoare acestora, în cazul modificării clasice. Astfel, pentru obținerea Fgn cu peste 80% Gn, în cazul modificării cu granule este necesar un potențial minim de modificare de 0,35 față de valoarea de 0,8 admisă în condiții practice, în cazul modificării clasice. Acesta corespunde la un conținut de $Mg_{rem} = 0{,}018\%$ față de $Mg_{rem} = 0{,}04\%$ în cazul modificării clasice. Aceeași comportare se observă și în cazul Gv și Gc, deși diferențele sînt mai mici (fig. 4). Se observă totodată un domeniu foarte larg al grafitului coral, ceea ce nu se obține în cazul modificării clasice.

Structura prezintă un număr mare de separări de grafit care se situează peste valorile obținute în condițiile similare în fontele modificate prin tehnologiile clasice (tab. 1), ceea ce indică o capacitate mare de germinare a grafitului în acest caz. În figura 5 sînt prezentate cele trei forme tipice de grafit obținute prin modificare cu granule de fontă.

Regenerarea efectului modificator este de asemenea un fenomen specific acestui procedeu de modificare, nefiind întîlnită în tehnologiile clasice de modificare, cel puțin la aceeași intensitate (se cunosc procedeele de întărire a efec-



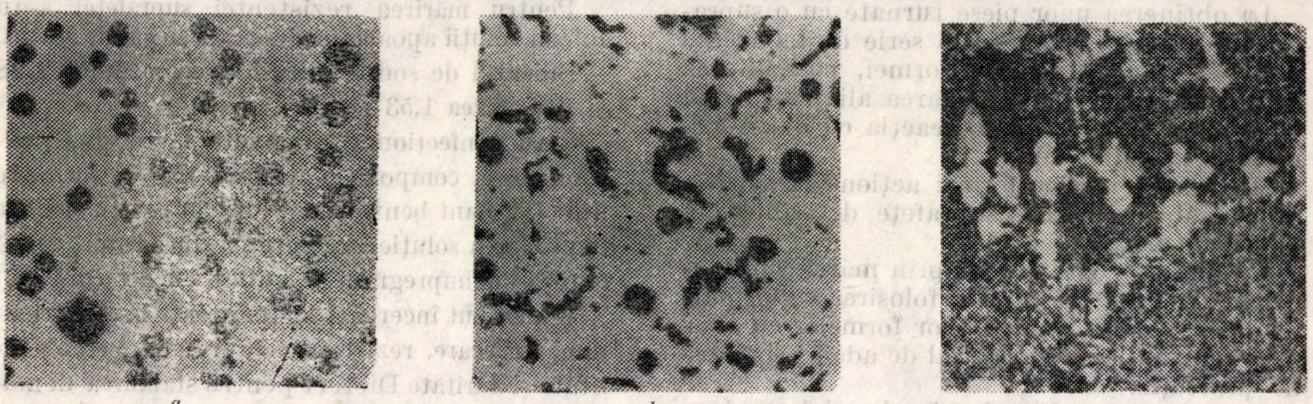
Tip grafit	Potențial modific. π	
	clasic	GMF
> 80% Gn	0,8 - 1,0	> 0,35
> 80% Gv	0,30 - 0,50	0,20-0,30
> 80% Gc	0,15 - 0,30	0,08 - 0,20

Fig. 4. Influența duratei de menținere asupra potențialului de modificare a fontelor tratate cu granule modificatoare *GMF*

tului modificator sau de completare a lui și în tehnologiile clasice).

Acțiunea specifică a granulelor modificatoare din fontă a fost motivată în modul următor :

— Granulele modificatoare din fontă favorizează procesul de compactizare a grafitului,



a *b* *c*

Fig. 5. Fonte cu grafit nodular *a*, vermicular *b* și coral *c*, obținute prin modificare cu granule modificatoare (probe Ø 25 mm turnate în amestec clasic) : *a*, *b* — neatacat ; *c* — atac nital : × 150

mai întîi prin conținutul de elemente active (Mg. Ca, PR etc.) care neutralizează acțiunea elementelor antinodulizante și asigură un caracter compactizant-activ al procesului de germinare și creștere a grafitului.

Separările de grafit nodular conținute în structura granulelor constituie germeni de grafitizare compacți care se transmit fontelor tratate prin fenomenul de ereditate. Se admite că o parte din aceste separări de grafit se dizolvă parțial sau total în fontă, în funcție de temperatura și durata de menținere a fontei în stare lichidă. În cazul granulelor cu structură metastabilă, în perioada de încălzire pînă la topire are loc descompunerea cementitei cu formare de germeni compacți de grafit, care vor servi în continuare ca germeni de grafitizare ai topiturii în curs de răcire.

Granulele modificatoare pot să mai transmită topiturii și alte elemente de structură, prin fenomenul de ereditate, cum sînt : resturi de dendrite de austenită incomplet dizolvate care pot conține și nodule de grafit, microvolume cu ordine îndepărtată, compuși chimici etc.

Granulele modificatoare influențează procesul de compactizare a grafitului și prin efectul de subrăcire locală pe care îl produc la introducerea în topitură.

Aceste efecte cumulate explică posibilitatea obținerii formelor compacte de grafit la conținuturi mult mai mici de elemente modificatoare față de modificarea clasică.

Concluzii

Tratarea fontelor cu granule modificatoare suprasaturate în elemente active prin răcire rapidă constituie o nouă posibilitate de creștere a eficacității procesului de modificare și simplificare a acestuia la nivelul turnătoriilor.

Eficacitatea granulelor modificatoare are la bază cumularea a trei efecte importante : efectul elementelor modificatoare, efectul de ereditate și efectul de microrăcitori.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mandrin, A. I. ș.a. *Aliaje amorfe.* Moscova, Metallurghia, 1984.

[2] Kimstaci, G. M. *Asupra tehnologiilor de turnare cu granule.* În : Liteinoe Proizvodstvo, U.R.S.S., 1986, nr. 10, p. 7 — 8.

[3] Chișamera, M. Teză de doctorat, I. P. B., 1988

[4] Zatulovski, S. S. *Turnarea în suspensie.* Kiev, Nauka Dumka, 1981.

[5] Lepinski, B. M., Telitin, I. I. *Legile fizico-chimice ale modificării aliajelor Fe—C,* Moscova, Nauka, 1986.

[6] Bedarev, V. I. *Prealiaj din fontă cu Mg — un desulfurant activ și tehnologic pentru fonte* În : Iz. VUZ. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., 1984, nr. 2, p. 74—77.

[7] Bedarev, V. I. *Asupra creșterii producției de piese turnate din Fgn cu Mg.* În : Iz. VUZ., Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., 1988, nr. 2, p. 114—118.

[8] * * * Brevet R.S.R., nr. 89956/29.07.1989.

Ing. M. Rusu
Intreprinderea de turnătorie piese fontă pentru mașini — unelte
Rîmnicu Sărat

Cercetări privind utilizarea unor vopsele pentru creșterea rezistenței suprafeței formelor crude

CZ : 667.621 : 621.744.541

La obținerea unor piese turnate cu o suprafață de calitate participă o serie de factori, și anume : mărimea porilor formei, posibilitatea formei de a împiedica oxidarea aliajului lichid pătruns în porii acesteia, reacția cu oxizii formați în metalul lichid.

Micșorarea porilor formei acționează pozitiv asupra obținerii unei suprafețe de calitate a pieselor turnate.

Aceasta se poate realiza prin mărirea presiunii de îndesare a formelor, folosirea de nisipuri fine sau tratarea suprafețelor formelor cu anumite soluții (liant și material de adaos) și pudre de protecție.

Avînd în vedere faptul că în planul de producție al întreprinderii un loc important îl ocupă piesele destinate industriei hidraulice, de tip corp pompă, distribuitori etc., și industriei electrotehnice de tip carcasă electromotor, scuturi, piese la care sînt puse condiții de duritate, compactitate și calitate a suprafeței, s-a considerat că mărirea rezistenței suprafeței formelor, în special pentru aceste piese, prezintă interes.

În experimentele efectuate s-a urmărit creșterea rezistenței mecanice la suprafața formelor din amestec de formare crud și, în același timp, păstrarea unei bune permeabilități.

Pentru încercări de laborator s-a folosit amestec unic cu CL = 11 % și granulația prezentată în tabelul 1.

Tabelul 1

Granulația amestecului

Numărul sitei	1	0,4	0,315	0,2	0,1	0,063	tavă
Granulația, %	8	22	15	30	20	4	1

Pentru mărirea rezistenței suprafeței s-au folosit soluții apoase pe bază de silicat de sodiu.

Silicatul de sodiu folosit avea modulul 2,28 și densitatea 1,53 g/cm³.

S-au confecționat epruvete la sonetă, pornind de la compoziția amestecului de formare unic (cu liant bentonită), cîte 30 pentru fiecare densitate a soluției folosite ca durificator, după care s-au impregnat și suflat cu aer cald.

S-au făcut încercări la rezistența la compresiune, forfecare, rezistența suprafeței, permeabilitate și duritate Dietert pentru stabilirea densității optime a soluției de impregnare (la care se obțin cele mai bune proprietăți).

Rezultatele experimentale pentru epruvete neimpregnate sînt prezentate în tabelul 2, iar pentru epruvete impregnate în tabelul 3.

Tabelul 2

Proprietățile amestecului de formare la crud pe epruvete neimpregnate

Umiditatea	Încercările efectuate asupra epruvetelor neimpregnate				
	rezistența la compresiune, N/cm²	rezistența la forfecare, N/cm²	rezistența suprafeței, %	permeabilitatea, UP	duritatea Dietert, *HD*
3	8,40	1,60	0,67	90	78
3	10,30	1,70	0,65	90	80
3	8,40	1,60	0,70	110	77
3	8,20	1,60	0,71	105	74

Tabelul 3

Proprietățile amestecului de formare la crud pe epruvete impregnate

Densitatea soluției de silicat de sodiu	Adîncimea de penetrare, mm	Încercările efectuate asupra epruvetelor impregnate				
		rezistența la compresiune, N/cm²	rezistența la forfecare, N/cm²	rezistența suprafeței, %	permeabilitatea, UP	Duritatea Dietert, *HD*
1,106	1,0	7,83	1,77		70	83
	2,0	10,67	2,02	0,0	63,3	86
	3,5*	6,30	1,50		49	80
1,202	1,5	20,30	4,30		75	90
	2,0	18,16	3,50	0,0	65	87
	2,5	10,40	3,37		50	84
1,301	1,0	15,67	3		56	83
	1,5	20	3,25	0,0	40	85
	2	17,33	5		30	88
1,397	0,65	8,23	3,12		52	90
	1,1	12,03	4,40	0,1	30	82
	1,4	12,23	4,60		31	85

* Proba nu s-a putut întări în timp util pentru încercări ; timp de întărire cu aer cald — 5 min

Pentru epruvetele neimpregnate se observă următoarele :

— la adîncimi de penetrare mai mari de 2mm stratul superficial nu se întărește în timp util, obținîndu-se proprietăți de rezistență scăzute ;

— peste densitatea de 1,35 g/cm³ adîncimea de penetrare scade, la fel și permeabilitatea ;

— rezistența suprafeței pentru forma impregnată este superioară față de forma neimpregnată.

Pentru epruvetele impregnate rezultatele obținute sînt prezentate în figurile 1 — 4.

Influența adîncimii de penetrare asupra rezistenței la compresiune pentru densități diferite ale soluției de silicat de sodiu este prezentată în figura 1.

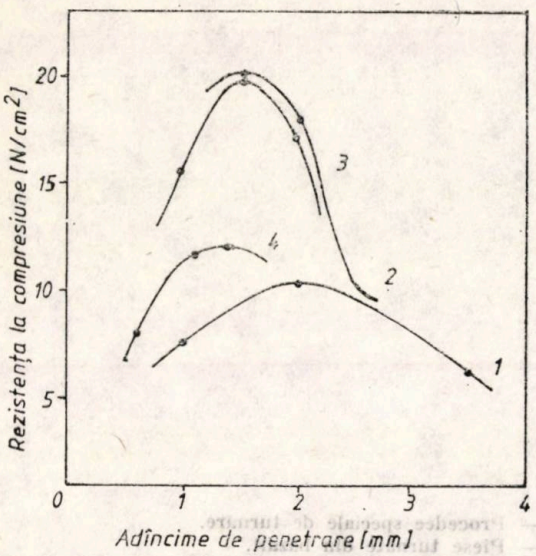


Fig. 1. Influența adîncimii de penetrare a soluției de silicat de sodiu cu densități diferite asupra rezistenței la compresiune

Se observă că valori mari ale rezistenței la compresiune se obțin pentru densitățile 1,2 — — 1,3 g/cm³ și adîncimi de penetrare de 1,5 mm.

Rezistențele la forfecare (fig. 2) a epruvetelor sînt de două-trei ori mai mari decît în cazul epruvetelor neimpregnate, valori mari obținîndu-se la adîncimi de penetrare de 2mm și densitate de 1,301 g/cm³.

Permeabilitatea (fig. 3) este mai mică pe epruvetele impregnate decît pe cele neimpregnate, valori ridicate obținîndu-se în cazul impregnării cu soluții de silicat de sodiu cu densitatea 1,1 — 1,2 g/cm³.

Duritatea suprafeței (fig. 4) obținută pe epruvete impregnate este comparabilă cu cea a epruvetelor neimpregnate.

Se constată că rezistențele pe epruvete impregnate sînt mai mari de unu — două ori decît cele obținute pe epruvete neimpregnate.

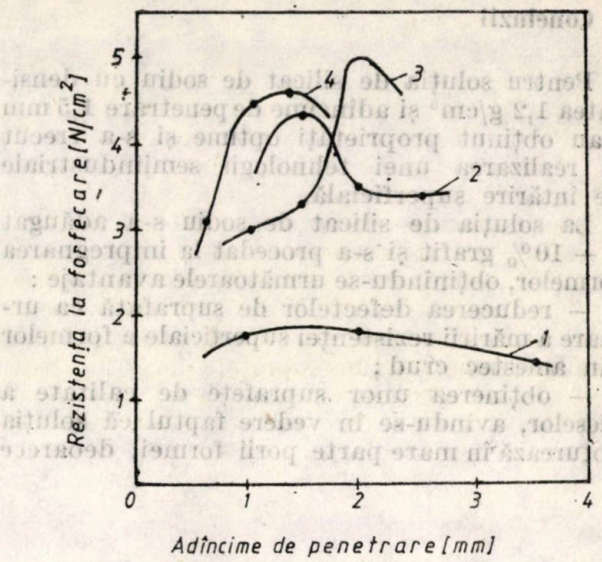


Fig. 2. Influența adîncimii de penetrare a soluției de silicat de sodiu cu densități diferite asupra rezistenței la forfecare.

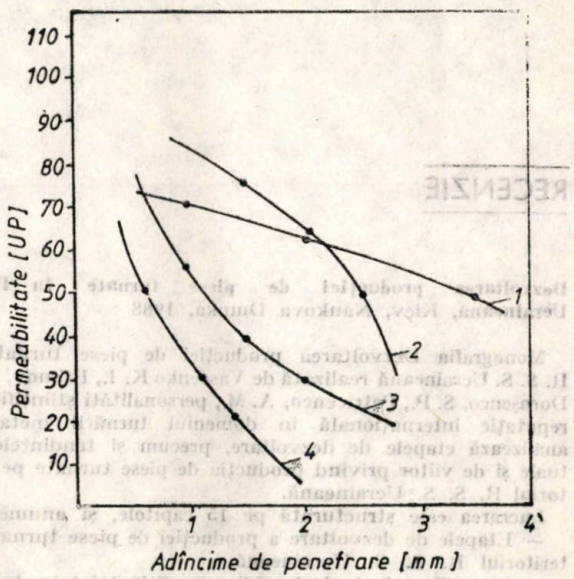


Fig. 3. Influența adîncimii de penetare a soluției de silicat de sodiu cu densități diferite asupra permeabilității

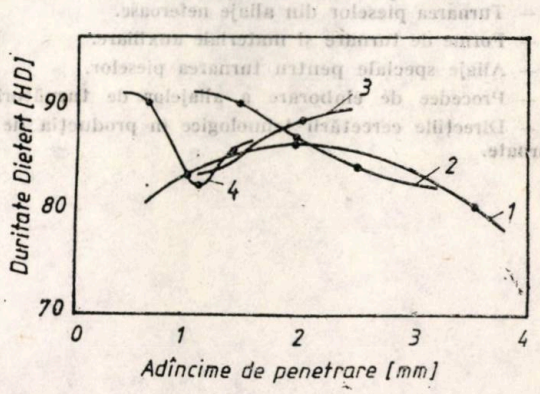


Fig. 4. Influența adîncimii de penetrare a soluției de silicat de sodiu cu densități diferite asupra durității Dtetert

Concluzii

Pentru soluția de silicat de sodiu cu densitatea 1,2 g/cm^3 și adîncime de penetrare 1,5 mm s-au obținut proprietăți optime și s-a trecut la realizarea unei tehnologii semiindustriale de întărire superficială.

La soluția de silicat de sodiu s-a adăugat 5 — 10% grafit și s-a procedat la impregnarea formelor, obținîndu-se următoarele avantaje :

— reducerea defectelor de suprafață ca urmare a măririi rezistenței superficiale a formelor din amestec crud ;

— obținerea unor suprafețe de calitate a pieselor, avîndu-se în vedere faptul că soluția obturează în mare parte porii formei; deoarece conține și grafit, se realizează la turnare un film de gaze (carbon lucios) la interfața piesă turnată — amestec de formare ;

— se mărește unghiul de umectare la contactul aliaj — formă de turnare ;

— posibilitatea de reutilizare a amestecului deoarece stratul impregnat este consumat la contactul formei cu aliajul lichid ;

— capacitatea de dezbatere a pieselor nu s-a micșorat prin folosirea acestei soluții de mărire a rezistenței de suprafață ;

— permeabilitatea formei deși scade în strat superficial cca 1,5 mm nu influențează calitatea pieselor turnate ;

— impregnarea se realizează prin pulverizare numai în zona activă a formei.

RECENZIE

Dezvoltarea producției de piese turnate în R.S.S. Ucraineană, Kiev, Naukova Dumka, 1988

Monografia Dezvoltarea producției de piese turnate în R. S. S. Ucraineană realizată de Vascenko K. I., Efimov, V. A. Doroșenco, S. P., Petricenco, A. M., personalități științifice cu reputație internațională în domeniul turnării metalelor, analizează etapele de dezvoltare, precum și tendințele actuale și de viitor privind producția de piese turnate pe teritoriul R. S. S. Ucraineană.

Lucrarea este structurată pe 15 capitole, și anume :

— Etapele de dezvoltare a producției de piese turnate pe teritoriul R. S. S. Ucraineană.

— Direcțiile principale în ridicarea eficienței tehnologiilor de obținere a pieselor turnate.

— Turnarea pieselor din fontă.

— Turnarea pieselor din oțel.

— Turnarea pieselor din aliaje neferoase.

— Forme de turnare și materiale auxiliare.

— Aliaje speciale pentru turnarea pieselor.

— Procedee de elaborare a aliajelor de turnătorie.

— Direcțiile cercetării tehnologice în producția de piese turnate.

— Procedee speciale de turnare.

— Piese turnate din bazalt.

— Dezvoltarea învățămîntului și a cercetării științifice în domeniul turnării aliajelor.

— Microclimatul în turnătorii :.

— Factori sociali de intensificare a producției de piese turnate.

— Program complex de cercetare științifică și progresul tehnic în viitor în domeniul producției de piese turnate.

În lucrare se analizează atît stadiul actual al tehnologiilor de turnare cît și cele de viitor, care să ducă la reducerea consumului de energie și materiale, la creșterea productivității muncii și la îmbunătățirea condițiilor de lucru în turnătorii. Lucrarea poate fi utilă inginerilor din cercetare și proiectare tehnologică, celor din producție, precum și cadrelor didactice care lucrează nemijlocit în domeniul turnării metalelor.

Prof. dr. ing. L. Sofroni și dr. ing. C. Bratu

Institutul Politehnic București

Prof. dr. ing. S. Buzilă, ing. S. Cocolaș și
dr. ing. Teodora Săbău
Institutul Politehnic București
ing. R. Dabija
Registrul Naval Român București

Curățirea termochimică a pieselor turnate din oțel

CZ: 621.747

Piesele turnate reprezintă una din formele cele mai răspîndite de semifabricate folosite în industria constructoare de mașini. Acest lucru se datorește pierderilor scăzute de metal la prelucrare (cca 20% din masa lor) ceea ce, față de semifabricatele forjate sau laminate, reprezintă o însemnată economie.

La nivelul unei turnătorii, se constată un nivel ridicat de dezvoltare a atelierelor (privind tehnologiile și dotarea cu utilaje), a sectoarelor de elaborare, preparare și formare, iar sectorul de curățire (care este relativ izolată) cunoaște o rămînere în urmă cu 10 — — 20 de ani.

Productivitatea scăzută a atelierelor de curățire poate fi ilustrată prin cîteva cifre edificatoare [1]:

— din fondul de timp, pentru operațiile de bază, curățirea utilizează cca 30%;

— pentru aceste operații sînt ocupați peste 20% din totalul muncitorilor productivi din turnătorie;

— suprafețele de producție necesare operației de curățire corespund aproximativ cu suprafețele de formare și turnare, constituind 25 — — 30% din întreaga suprafață a turnătoriei;

— operațiile de debavurare și curățire sînt executate mecanizat 30 — 50% și manual 50 — 70%, la piesele turnate din oțel.

Volumul de muncă al lucrărilor de debavurare și curățire depinde de mulți parametri variabili (greutatea piesei, configurația piesei, marca aliajului turnat, metoda de formare, tipul de amestec folosit etc.). În domeniul construcțiilor de mașini grele, de exemplu, manopera de curățire a pieselor turnate din oțel este de 5 — 50 h/t și chiar mai mult în unele cazuri.

Pe lîngă consumul ridicat de manoperă, sectoarele de curățire se constituie și în mari consumatoare energetice. Valorile consumurilor specifice energetice în turnătorii variază între 0,81 și 1,87 tcc/tpb, consumuri superioare de cca cinci — zece ori față de cele realizate în secțiile de prelucrare mecanică. În tabelul 1 sînt prezentate orientativ consumurile energetice la operația de curățire.

În contextul actual al multiplelor crize mondiale de materii prime pentru turnătorii (al crizei energetice), datorită creșterii cerințelor privind protecția mediului înconjurător și a îmbunătățirii condițiilor de muncă în sectoarele calde, autorii propun o tehnologie originală care răspunde cerințelor menționate mai sus.

Tabelul 1

Consumurile energetice la operația de curățire

Materialul pieselor turnate	Masa piesei	Consumurile energetice cumulate	
		tcc/tpb	MWh/tpb
Oțel	mijlocie	0,216	0,608
	mare	0,293	0,0824
Fontă	mijlocie	0,3980	1,112
	mare	0,3284	0,897

Notă: Ținînd seamă de randamentul de lucru din centralele electrice (cca 33%) se consideră 1 MWh = 0,365 tcc

Considerații generale asupra curățirii pieselor turnate din oțel

În urma numeroaselor procese care au loc la interfață formă (miez) — aliaj lichid (metal) se obține piesa turnată.

În majoritatea cazurilor, suprafața pieselor turnate nu este curată, ci prezintă diferite defecte, ponderea cea mai mare reprezentînd-o aderențele.

Aderențele de pe piesele turnate sînt conglomerate care se formează la suprafața de contact dintre aliajul lichid și formă în urma proceselor fizico-chimice care au loc. În tabelul 2

Clasificarea aderențelor *Tabelul 2*

Gradul de dezvoltare	Procedeul de îndepărtare	Tipul aderenței		
		mecanică	chimică	termică
0	separare ușoară la dezbatere	—	crustă aderență de tip sticlos	crustă conglomerat de amestec
1	separabilă la curățire	—	pojghiță aderență	bucăți de amestec la limită pt—f
2	strat subțire, detașare prin tăiere, grosime ($\delta < 4$ mm)	pojghiță aderență	pojghiță monolitică	—
3	strat greu de separat, grosime ($\delta < 4$ mm)	pojghiță (aderență din amestec + piesă)	pojghiță monolitică	—

sînt prezentate clasificarea originală a aderenţelor [2], după gradul lor de dezvoltare pe piesele turnate, precum şi posibilităţile de îndepărtare a lor.

La piesele mari turnate din oţel se observă zone cu aderenţe monolitice, puternic dezvoltate pe suprafeţa piesei (tab. 2) care se mai numesc şi sinterizări. Analizele chimice efectuate au arătat că aceste sinterizări sînt de fapt silicaţi de fier şi mangan (oţelurile cu crom mai conţin şi acest element) şi prezintă o structură cristalină, asemănătoare cu cea a piesei turnate.

În continuare sînt prezentate principalele metode de curăţire a pieselor turnate (tab. 3).

Se poate ajunge la concluzia că necesitatea apariţiei metodelor combinate de curăţire este legată de însumarea efectelor, crescînd eficienţa la aplicarea industrială.

Tabelul 3

Clasificarea metodelor de curăţire a pieselor turnate

Metoda de curăţire	Modul de realizare
Mecanică	frecare : perii de sîrmă, sablare, abrazare
	şoc : tobe, ciocan pneumatic cu daltă
Fizică	electrohidraulică, rezonanţă
Chimică	tratarea chimică cu soluţii a aderenţelor
Termică	realizarea unui şoc termic
Combinată	frecare + şoc ; termochimică ; electrochimică

Curăţirea termochimică a pieselor turnate constă în transformarea structurii aderenţelor (sinterizărilor) dintr-o structură cristalină, într-o structură sticloasă, amorfă, în urma unor procese chimice care au loc în timpul tratamentului termic al pieselor turnate din oţel.

Principiul metodei

Metoda constă în următoarele etape :

— prepararea unei suspensii „flux" ;

— aplicarea suspensiei pe aderenţele pieselor turnate din oţel (de greutate mijlocie şi mare), care au fost supuse operaţiei de curăţire primară (îndepărtarea amestecului din jurul reţelei de turnare şi a maselotelor ; tăierea reţelei de turnare şi a maselotelor, debavurare) ;

— realizarea ciclului de tratament termic indicat pentru marca de oţel din care sînt turnate piesele ;

— transformarea structurală a aderenţelor în urma reacţiilor chimice dintre componentele suspensiei şi componentele aderenţei, într-o zgură uşor fuzibilă ;

— curăţirea finală a pieselor turnate din oţel cu aderenţele tratate termochimic (prin sablare cu alice la piesele de greutate mijlocie, cu ciocanul pneumatic cu daltă la piesele de greutate mare), care se face acum mult mai uşor, în condiţii de muncă mult îmbunătăţite.

Deci această metodă de curăţire este o metodă combinată care, datorită temperaturii la care se face tratamentul termic — cca 900°C, intensifică reacţiile chimice de transformare a componentelor, micşorînd forţele de legătură dintre stratul aderent şi suprafaţa piesei turnate.

Teoria care stă la baza acestei metode arată că rezistenţa legăturii dintre diferite straturi aderente scade pe măsură ce se micşorează gradul de asemănare dintre reţelele cristaline ale substanţelor în contact. Dacă în urma unui tratament termochimic se obţine o crustă aderentă în stare amorfă, ea devine foarte fragilă şi se poate exfolia uşor de pe suprafaţa piesei turnate.

Stadiul actual al tehnologiei

În legătură cu aplicarea acestei metode, primele referiri s-au făcut în urmă cu 18 ani [3]. Din anul 1978 sînt publicate mai multe brevete de către L. E. Borodianskii [4], ceea ce denotă că în U.R.S.S. se fac cercetări şi că acest procedeu se aplică industrial [5] — [8].

În tabelul 4 sînt prezentate diferite reţete de fluxuri menţionate în literatură ca fiind folosite la curăţirea termochimică a pieselor turnate din oţel.

Compoziţia se poate folosi pentru piesele turnate din oţeluri înalt aliate [3], care sînt încălzite (la tratamentul termic) pînă la o temperatură de 1 200°C.

Compoziţia 2 conţine elementele de bază (care vor fi nelipsite de la următoarele compoziţii) ale fluxurilor recomandate pentru curăţirea termochimică, şi anume : oxid de aluminiu şi de mangan, clorură de calciu [5]. La această compoziţie apare specificată grosimea stratului aderent : 3 — 5 mm.

Pentru a îmbunătăţi modul de detaşare a aderenţelor de suprafaţa pieselor turnate [6], în compoziţia 3 se introduce şi oxid de nichel. Această tehnologie s-a aplicat în piesele de cca 500 kg, stratul de flux fiind de max. 3 mm.

Pentru curăţirea termochimică a pieselor grele (1000 — 3000 kg) pe lîngă elementele de bază, în flux se introduce şi cărbune de piatră (C.4), realizîndu-se astfel curăţirea aderenţelor cu o grosime de 5 — 10 mm [7].

Prin introducerea de sulfat de molibden (R.5) sau de sulfat de aluminiu sînt accelerate reacţiile chimice care au loc în sistemul : aderenţă + flux [8]. Masa pieselor este de cca 1000 kg, grosimea stratului aderent de 3 — 5 mm, iar grosimea stratului de flux de 1 — 2 mm.

Totodată [6], se mai recomandă şi compoziţia 6, care conţine aceleaşi elemente de bază ca şi compoziţia 3, dar în proporţii diferite. La fel şi în cazul compoziţiilor 5, 6 şi 8.

Tabelul 1

Compoziția unor fluxuri folosite la curățirea termochimică

Caracteristicile compoziției	Numărul rețetei							
	C1	C2	C3	C4	C5	C6	C7	C8
Compoziția chimică, în părți de greutate								
Aluminiu	50	3—8	5	5	5	5	5	8—15
Oxid de calciu	50							
Borax	24							
Oxid de fier (țunder)	93							
Sodă tehnică	17,5							
Oxid de mangan		8—12	10	10	15	10—15	20—25	20—30
Clorură de calciu		76—72	72	35	62	72	50—60	30—40
Oxid de nichel			6—12	10—45		7—10		
Cărbune de piatră								
Sulfat de molibden					8—20			10—15
Sulfat de aluminiu							14—22	
Apă		3—8	5	5	13	5—7	15—20	15—20
Condiții de lucru Temperatura, °C	1 200	900	900	900	900	900	900	900
Grosimea aderenței, mm		8—10	8—10	5—10	3—10	3—5	3—5	10
Masa piesei, kg			500	3 000—5000	1 000	1 000	1 000	

Lucrări experimentale

Linia de cercetare urmată în cazul curățirii termochimice a cuprins următoarele faze :

— găsirea unor materiale care au proprietatea de a reacționa chimic cu aderența în timpul operației de tratament termic, astfel încît produsul rezultat să aibă structură amorfă ;

— alegerea modului de aplicare a acestor materiale pe stratul aderent, de pe suprafața piesei ;

— efectuarea operației de tratament termic ;

— urmărirea modului de îndepărtare a aderențelor la operația de curățire finală.

Pentru a găsi materialele necesare pentru scopul propus, colectivul de cercetare a investigat un domeniu larg, dar pentru varianta finală acestea trebuie să prezinte următoarele caracteristici :

— un *p*H cît mai ridicat, pentru a reacționa ușor cu silicații de fier și mangan ;

— temperatură de topire cît mai scăzută pentru ca, în timpul tratamentului termic, aderența să reacționeze chimic cu materialul propus și să se solidifice în stare amorfă ;

— un preț de cost cît mai scăzut, urmărindu-se recuperarea unor deșeuri industriale.

Materialul de bază ales a fost zgura de oțelărie.

Utilizarea acestui material deșeu ridică un dublu aspect economic, și anume : recuperarea unor materiale secundare și folosirea lor (după o pregătire prealabilă) pentru a ușura munca de curățire a pieselor turnate. Zgura este un produs nemetalic secundar care se formează în timpul elaborării oțelului, avînd o bazicitate ridicată b = 2 — 4 și *p*H-ul = 9 — 12.

Procesul tehnologic de preparare a unei suspensii (flux) cuprinde următoarele faze :

— colectarea materialelor deșeu (zgura) ;

— pregătirea materiilor prime : depozitare, măcinare, sitare, depozitare ;

— prepararea suspensiei : dozare și omogenizare.

Suspensia astfel preparată a fost aplicată prin pulverizare (cu un suflay) pe suprafața aderenței (sintetizării).

După tratamentul termic efectuat în fază industrială pe diferite repere produse în cadrul Turnătoriei de oțel de la Intreprinderea „FAUR" București, s-a constatat că, pe unele zone, conglomeratul (aderența) a căzut singur, iar în alte zone curățirea s-a efectuat ușor.

Dintre reperele supuse experimentului (piese de masă, mijlocie și mare] se amintesc : carcasă, lagăr, suport balansor, pîrghie, roată, carcasă, corp pentru lagăr bucșă etc.

Concluzii

După prezentarea tehnologiei de curățire termochimică, în continuare vor fi abordate efectele și consecințele, care vor apărea :

— materiale, prin diminuarea materialelor consumabile necesare în procesul clasic de curățire și reducere a consumurilor energetice cu cca 30%, adică : 2000 tcc sau 5400 MWh la o producție anuală de piese de 20 000 t ;

— ergonomice (micșorarea cantitativă a noxelor cca 1 t praf/h — degajate în procesul curățirii pieselor) ;

— temporale (prin scurtarea ciclului de curățire a pieselor turnate este redusă manopera de curățire cu cca 8 — 20 h/tpt) ;

— valorice, care vor însuma efectele de la punctele *a* și *c* și vor diminua costul pieselor turnate cu cca 1,2 milioane lei/an, pentru exemplul dat mai sus.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ruschizka, L. ș.a. *Eutwicklungstendenzen der Putztechnik im internaționalen Masstab*, În : Giessereitechnik, R.D.G, nr. 12, 1980.

[2] Kumanin, I.P. Voprosi teorii liteinih protesov. Moskova, Mașinostroienie, 1976.

[3] Matusevici, I. C. *Ocistka otlivok v legkoplavkih stakah*, În : Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S, nr. 2, 1972.

[4] Borodianskii, I.E ș.a. Flius dlia termohimiceskoi ocistki stalnogo litia or prigara. Patent U.R.S.S nr. 828.988, 1981.

[5] Borodianskii, I. E. ș.a. Flius dlia ocistki stalnogo litia ot prigara, Patent U.R.S.S, nr. 582.330, 1978.

[6] Borodianskii. L. E., Flius dlia termohimiceskoi ocistki stalnogo litia ot prigara. Patent U.R.S.S., nr. 624. 913, 1978.

[7] Borodianskii, L. E. ș. a. Flius dlia termohimiceskoi ocistki stalnogo litia ot prigara. Patent URSS, nr. 724.555, 1980

[8] Borodianskii, L. E. ș.a. Flius dlia termohimiceskii ocistki stalnogo litia ot prigara. Parent U.R.S.S nr. 747.875, 1980

[9] Buzilă, S., Cocolaș, S. și Săbău, T. *Îndepărtarea termochimică a sinterizărilor de amesteceuri de formare de pe suprafețele pieselor turnate din oțel*. București, I.P.B., 1981.

[10] Vörös, A. J. *Curățirea pieselor turnate*. București, Editura Tehnică, 1979.

Coordonarea modificărilor de structură (determinate tehnologic) ale matricei metalice — cu mecanismele prin care se creează, dozat, starea de ecruisare, de dezechilibrare metastabilă a rețelei matriceale, ca proces unic de influențare a proprietăților mecanice ale acestei matrice*

Prof. dr. ing. C. Wanyorek

Universitatea din Brașov

CZ: 621.745

ABSTRACT

COORDINATION OF THE TECHNOLOGICALLY DETERMINED STRUCTURAL MODIFICATIONS OF THE METALLIC MATRIX — WITH THE MECHANISMS BY WHICH THERE IS, GRADUALLY, CREATED THE COLD-HARDENING STATE OF THE MATRIX, AS EXCLUSIVE PROCESS ABLE TO INFLUENCE THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE MATRIX

Basing the analyses-syntheses, performed in this paper, on the dynamical (by filming the entire process) and not on the statical concept (by photographing only the extreme (initial and final) states — there is given the definition of the cold-hardening-process as the metastable disequilibrium of the crystalline lattice, by creating (meta-stable) lattice-defects at subcritical temperatures (with accent on the expansive-precipitation process).

Lattice defects are not (directly) causes. Lattice defects are effects, are the result of certain disturbing influences, acting during the generation-process of the lattice (starting from the liquid of from the solid state), or acting after its construction is finished.

There is proved, that the creation of a (gradual) cold-hardening-state (accurately adapted to the technological or functional purposes) is fundamental in all known or future technological processess by which are (or are expected to be) realised (gradual) modifications of the mechanical properties of the lattice in matrix crystals of metals and alloys.

Under new aspects (largely exemplified on iron-carbon alloys), the indispensable coordination between the technologically determined structural transformations of the matrix and them associated (gradual) cold-hardenings disequilibrating mechanism inflected on the matrix-crystal-lattice — both processes being reciprocally depending is presented.

The very high resistence of certain monocrystals (wiskers), as of metalic glasses, may be explained, in both cases, by the practically ideal homogenity of their structure, characterised by the perfect order, respectively by the perfect disorder (the total absence, respectively the total presence of lattice defects).

There is characterised the regenerating function of the phasical-recrystalizations, operated by the „allotropical" and/or the „variable solubility" processes, transformations affecting both matrix and exceeding particles (as in non or low-alloyed steels) — or affecting only the exceeding particles (as in duralumina).

From the conclusions regarding the physical metallurgy of carbon-iron alloys there is to be mentioned, shortly: hardening by quenching (of non or slow alloyed steels) is due not only the allotropical transformation, but to the expansive-precipitation, at subcritical temperatures, of exceeding-phase particles (carbide), representing the type of direct hardening, identical, as mechanisms, to the type of indirect hardening (by ageing) of the duralumins, excepting the differences between their kinetics, rapid in the first, slow in the second case, determined by the existence or by the non-existence of eutectoidical transformations within the alloy.

Gamma-iron is volume-centered tetragonal (like quenched martensite) and not face-centered cubic. Alpha-iron is volume-centered cubic (like annealed martensite). Austenite, as solution of carbid in iron, can existe as gamma-austenite, vet (generating the martensite-process), and as alpha-austenite, vcc, isothermically derived from gamma-austenite (generating the bainite-process). Martensite and bainite do not be autonomous new crystals, but only the cold-hardened-aspect of the pre-existent, gamma or alpha crystals, form which they derive.

The time-depending evolution of the two principal transformations, expansive precipitation (cold-hardening, disequilibration of the lattice) and alla-

* Comunicare prezentată la cel de-al cincilea Congres internațional de tratamente termice, Budapesta, 20—24 octombrie, 1986

tropical transformation (dilation, relaxation of the lattice), differs precipitation-hardening, followed by allotropics, in the bainite-process.

During annealing of quenched steels, ecalescence of dispersed phase particles (carbide), insoluble in their common alpha background (as in annealed martensite, troostite, sorbite, globular pearlite) is realised directly, without diffusion, by accidental collisions between them, reguardless of their dimensions, and not indirectly, by diffusion.

The cold-hardening effect of the expansive-precipitation process cannot be realised if the size of the affected (independent) metallic particles (as in powder metallurgy) is too little.

Concluding it is considered that the basic concept and the results of these studies will be able to determine one certain new, and perhaps more realistic orientation on understanding and future studies about general, basic procesess in physical metallurgy of metals and alloys and on their properties.

Se cunosc numeroase procedee tehnologice prin care se realizează modificarea, între limite largi, a proprietăţilor mecanice ale metalelor şi aliajelor: duritatea, limita de plasticitate, fragilitatea, ruperea etc.

Neglijînd influenţa constituenţilor minori şi a zonelor de tranziţie intercristaline — principalul mediu purtător al acestor proprietăţi (şi a variaţiei lor) pare a fi matricea metalică, respectiv cristalele care o compun şi implicit reţeaua cristalină a acestora, reţeaua matriceală.

Aceasta, reţeaua matriceală, ca atare, reprezintă o realitate unică, comună tuturor materialelor metalice (în diferitele stări tehnologice în care fiecare din aceste materiale se pot afla) — după cum şi mecanismul, care conduce la modificarea proprietăţilor mecanice ale reţelei matriceale (a fiecărui material metalic în parte), pare a trebui să fie tot unic.

În cele ce urmează se va încerca a se dovedi că acest mecanism unic de influenţare a proprietăţilor mecanice ale reţelei cristalelor matricei este mecanismul ecruisării, ceea ce impune, în ordine: caracterizarea acestui mecanism (partea A); demonstrarea funcţionării lui în cadrul principalelor procese tehnologice implicate în problematică (partea B); corelarea funcţionării lui cu modificările de structură pe care le impun şi prin care, totodată, se şi realizează — în cazul particular, complex şi important, al aliajelor fier-carbon (partea C); caracterizarea funcţiunii specifice a recristalizărilor fazice (a transformărilor alotropice şi/sau de solubilitate variabilă) (partea D) şi, în fine, formularea unor concluzii generalizatoare (partea E).

Esenţa procesului de ecruisare

Prin tensiuni interne, se vor înţelege, aici, *forţele reale* aplicate nodurilor (atomi-ioni) ale unei reţele cristaline schema 1).

Se ia drept etalon, drept termen de comparaţie, o reţea cristalină *ideală*, absolut omogenă din punct de vedere chimic (toate nodurile ocupate cu ioni identici) şi total lipsită de defecte de structură geometrice (distorsiuni, defecte punctiforme etc.).

Dacă, prin ipoteză, în această reţea nodurile sînt solicitate exclusiv de forţele proprii (interatomice — internodale) ale reţelei, de tensiunile interne „autogene" — reţeaua autogenă, primară, suma forţelor reale se va afla în echilibru (a tensiuilor autogene), raportată la centrul fiecăru nod al reţelei, fiind egală cu zero. ***

Tensiunile interne autogene generează în interiorul reţelei ideale (aflate în starea de echilibru intern) cîmpul de forţă intern, cîmpul propriu al reţelei, cîmpul autogen, care impune reţelei forma, dimensiunile, stabilitatea şi rezistenţa la deformare specifică a celulelor cristaline componente — energia liberă a reţelei — caracteristice derivate din natura ionilor care ocupă nodurile reţelei.

Lucrurile se petrec ca şi cum ionii s-ar găsi plasaţi în nodurile unei reţele de fire elastice care, prin tensiunea lor intrinsecă, menţin ionii într-o anumită poziţie, asigurîndu-le echilibrul.

Un cîmp de forţă străin, suplimentar (mecanic, termic, electromagnetic, radioactiv, gravitaţional etc.), suprapus peste cîmpul de forţă primar, autogen, generează, la rîndul lui, tensiuni interne suplimentare, tensiunile interne „active", care, fiind suprapuse peste tensiunile interne autogene, alterează echilibrul preexistent al reţelei, o dezechilibrează, prin aceea că tensiunile active tind să disloce şi chiar dislocă efectiv ionii din poziţiile lor iniţiale, de echilibru, împingîndu-i în poziţii situate în afară de echilibru (fig. 1), ceea ce echivalează cu crearea unor defecte de construcţie (geometrice) ale reţelei primare ideale, datorită deformărilor (distorsiunilor) elasto-plastice pe care tensiunile active le impun reţelei, împotriva rezistenţei opuse de aceasta.

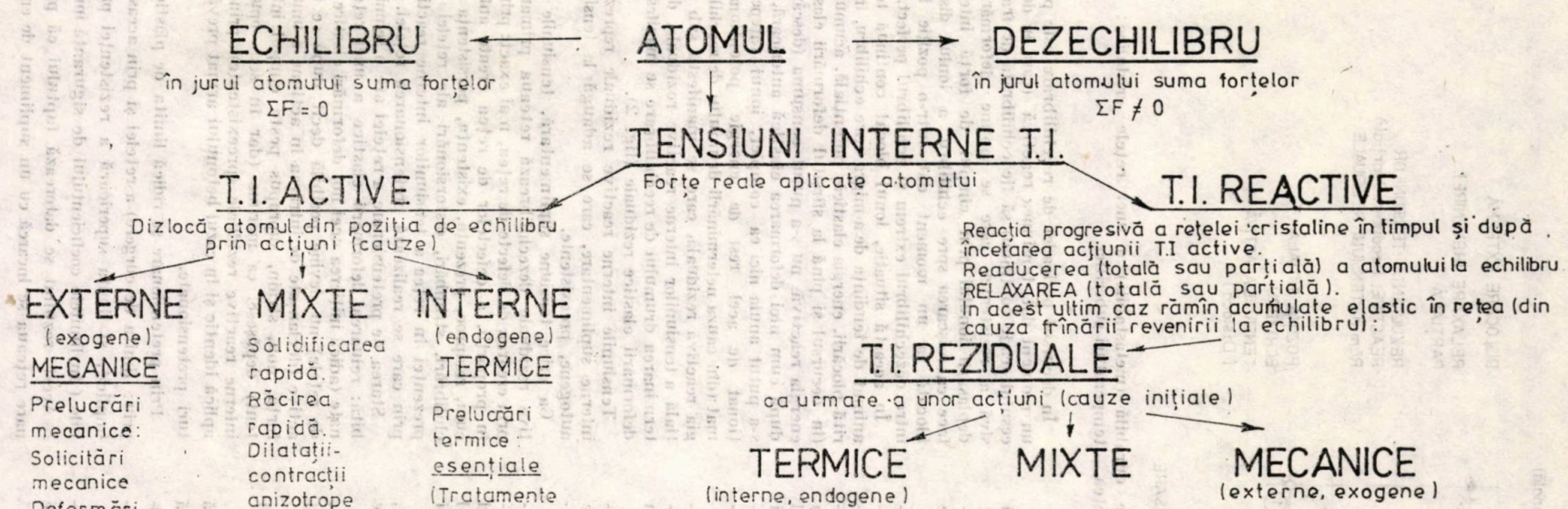
Deformarea totală elasto-plastică, suferită de reţea, cuprinde o fracţiune plastică (cu un număr întreg de parametri reticulari locali), nodurile reţelei fiind deplasate dintr-o anumită poziţie de echilibru în altă poziţie de echilibru, vecină — şi o fracţiune elastică, deplasarea respectivă, de mărimea variabilă, neuniformă, suferită, fiind însă mai mică decît un parametru reticular local.

Fracţiunea plastică afectează echilibrul (energia) zonei periferice a reţelei, zonă de a cărei stare depinde atît tensiunea superficială, cît şi tendinţa de creştere ale cristalului, privit ca un tot, în timp ce fracţiunea elastică afectează starea de echilibru a zonei interne a cristalului, cîmpul de forţă intern, cîmpul propriu, autogen.

La agresiunea dezechilibrantă a tensiunilor „active" (materializată prin deformările elasto-plastice impuse — dezechilibrare) reţeaua ideală (iniţial echilibrată) răspunde, reacţionează (ca un resort supus constringerii) prin tensiunile interne „reactive", care tind (principiul lui Le Chatelier) să anuleze efectul (perturbator al echilibrului) al tensiunilor active, prin readucerea ionilor dislocaţi în poziţiile lor iniţiale — reechilibrare (fig. 2).

Tensiunile active sînt echilibrate dinamic, în fiecare moment, de tensiunile reactive, pe toată durata agresiunii,

*** Se notează că acest echilibru este valabil strict numai pentru zona *internă* a cristalului, intrucît nodurile (atomii-ionii) situaţi la *periferia* cristalului, sînt, prin „construcţie", dezechilibraţi, solicitaţi numai spre interior şi lateral, stare din care derivă atît *tensiunea superficială*, care asigură cristalului individualitatea (pielea, elastică) externă — cît şi tendinţa de *„creştere"* a cristalului, prin „anexiuni".



Obs. Orice suprapuneri sînt posibile

Schema 1 : Definirea și clasificarea tensiunilor interne

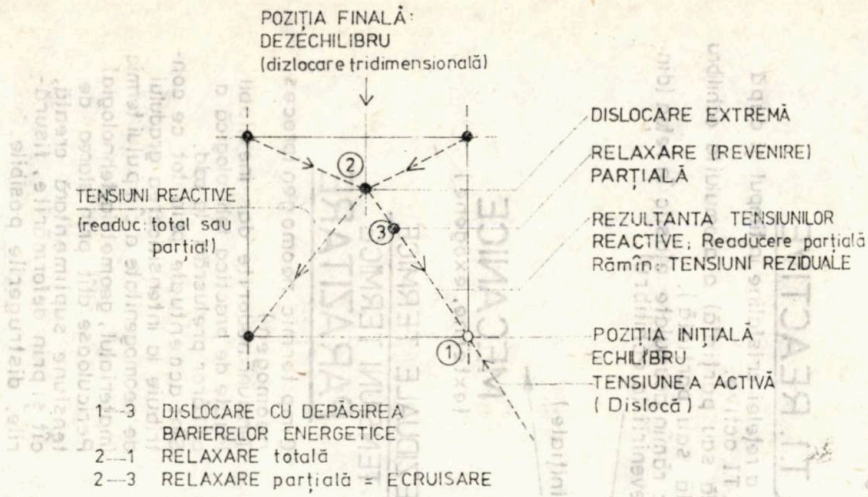


Fig. 1. Schema procesului de ecruisare — de dezechilibrare durabilă (metastabilă) a unei rețele cristaline; ecruisarea = crearea de defecte de rețea + temperaturi subcritice

pentru ca la încetarea acesteia, tendința potențială de reechilibrare să se transforme în acțiune de reechilibrare.

Efectuarea oricăror deformări, strîmbări, dezechilibrări ale rețelei primare (ideale, autogene) necesită un anumit consum de energie, deoarece deformarea se realizează împotriva rezistenței opuse de rețea, rezistență care crește pe măsură ce deformarea progresează.

Consumul total de energie, absorbit de deformarea elasto-plastică, cuprinde o fracțiune aferentă deformării plastice (transformată predominant în căldură), nerecuperabilă — și o fracțiune aferentă deformării elastice (transformată predominant în defecte de rețea, în dezechilibrarea elastică a rețelei), fracțiune recuperabilă, total (în cazul ideal, cînd restaurarea echilibrului este totală) sau numai parțial (în cazul real, cînd această restaurare este numai parțială) o parte din energia fracțiunii elastice rămînînd blocată în rețea.

Rețeaua funcționează ca un resort, care se încarcă cu energie (energia activă) în perioada de dezechilibrare (prin tensiunile active) și se descarcă de energie (energia reactivă) în perioada de reechilibrare (prin tensiunile reactive).

Rezistența la deformare opusă de rețea cuprinde o fracțiune activă sub forma tensiunilor reactive și o fracțiune pasivă, sub forma frecărilor interne, a barierelor energetice.

Fracțiunea pasivă se opune la deplasarea (circulația) liberă a nodurilor-ioni prin interiorul cîmpului de forță propriu, autogen, al rețelei, această rezistență pasivă trebuind să fie depășită (observație importantă) atît în decursul efectuării mișcărilor de dezechilibrare (la ducere), cît și în decursul mișcărilor de reechilibrare (la întoarcere).

Valoarea tensiunilor (solicitărilor) active poate să crească, principial, nelimitat, pînă la producerea ruperii (ceea ce se evită prin limitare).

Valoarea tensiunilor interne reactive este, în schimb, limitată la o valoare maximă teoretică, reprezentată de însăși rezistența la rupere a rețelei.

Evitîndu-se ruperea, valoarea-limită practică a tensiunii reactive corespunde dislocării maxime practic realizate.

După atingerea acestei valori de maxim relativ, deci după încetarea agresiunii, tensiunile reactive, care acționează asupra ionului dislocat (cu tendința de a-l readuce la echilibru) scad ca valoare, pe măsură ce ionul dislocat se apropie de poziția de echilibru.

La atingerea echilibrului se anulează atît tensiunea reactivă, cît și deformarea elastică inițială, drumul de înapoiere la echilibru fiind parcurs în întregime.

În decursul perioadei de reechilibrare este posibil ca, la un moment dat, tensiunea reactivă (care în decursul procesului scade continuu) să fie echilibrată de fracțiunea pasivă a rezistenței care se opune deformării (respectiv deplasării ionului prin cîmpul de forță intern), ceea ce face ca mișcarea spre echilibru a ionului dislocat să fie blocată la un moment dat într-o poziție intermediară, între dezechilibrul extrem și echilibrul perfect.

În această situație, ionul blocat continuă totuși să fie animat de tendința de a migra spre echilibru, întrucît, datorită blocării, energia elastică, potențială, acumulată în rețea (în decursul și pînă la sfîrșitul deformării elastice inițiale), energia reactivă nu s-a putut consuma (descărca) complet după cum nici deformarea elastică anterioară, maximă, nu s-a putut anula nici ea complet, ionul înțepenit fiind acționat de acel rest de energie potențională neconsumat (din cauza neterminării drumului de reechilibrare): energia reactivă reziduală, care se manifestă sub forma potențială a tensiunilor interne reactive reziduale, după cum neterminarea drumului de reechilibrare se manifestă sub forma deformării elastice reziduale (fig. 2).

Tensiunile interne reactive reziduale reprezintă tensiuni interne suplimentare, care se adaugă la tensiunile interne autogene, preexistente.

Ca orice tensiune suplimentară, tensiunile interne reactive reziduale dezechilibrează rețeaua primară, autogenă, prin crearea de defecte de rețea, mai exact: prin menținerea, în proporții, a defectelor de rețea create anterior — după cum, reciproc, prezența, existența, persistența acestor dezechilibrări, strîmbări, distorsionări ale rețelei sînt dovada prezenței în rețea a tensiunilor interne reactive reziduale, prin care se realizează pretensionarea rețelei.

Starea de pretensionare a rețelei are o semnificație deosebită: reluarea deformării elastice a unei rețele pretensionate (adică inițierea unei noi deformări elastice a unei astfel de rețele) nu devine posibilă decît după ce noile tensiuni active (declanșate de intrarea în acțiune a unui alt cîmp de forță, nou, străin, suprapus peste cîmpul intern preexistent) depășesc, ca mărime (dar în sens opus) tensiunile interne reactive reziduale (preexistente), principiu care se aplică identic și în cazul betonului armat prevăzut cu armături pretensionate.

Prin pretensionare se ridică limita de plasticitate (impropriu: limita de curgere) a rețelei și prin aceasta se mărește implicit, și limita superioară a rezistenței practic utilizabile (în limitele coeficientului de siguranță impus).

Acest rezultat se datorează faptului că prin pretensionare rețeaua se încarcă cu un supliment de energie, energia

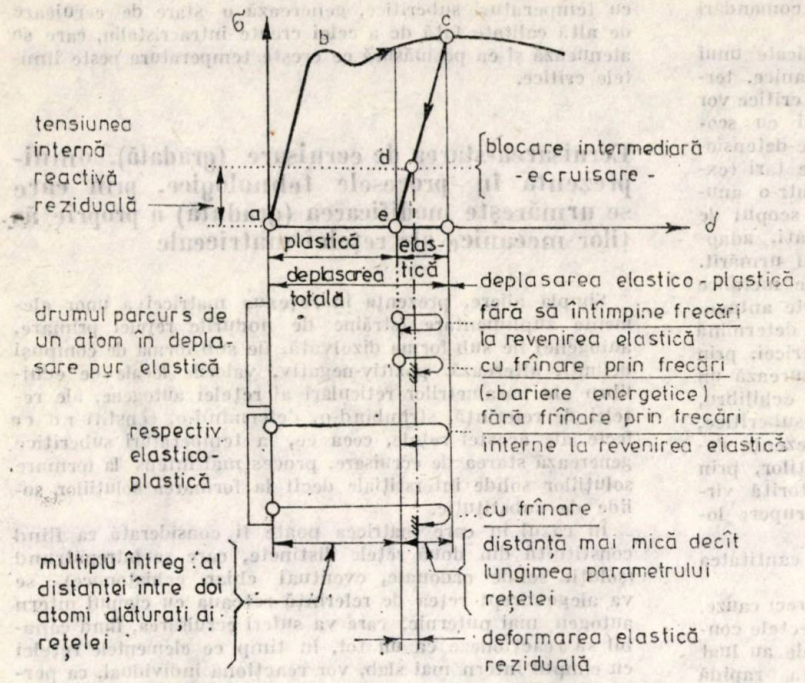


Fig. 2. Dislocarea plastică-elastică a atomilor ionilor sub acțiunea succesivă a tensiunilor interne: active *a-b-c*; reactive: *c-e*; fără: *c-d* cu blocare intermediară = ecruisare

reactivă reziduală (provenită din procesul de blocare a ionilor dislocați în poziții situate în afară de echilibru) prin care se mărește energia internă a rețelei.

Existența tensiunilor interne reactive reziduale (ca expresie a stării de dezechilibru în care se află rețeaua) reprezintă cheia procesului de ecruisare.

Esența procesului de ecruisare (cu toate consecințele sale) constă în crearea în rețea a unei stări de dezechilibru prin generarea de defecte de rețea, starea de dezechilibru materializîndu-se prin existența tensiunilor reactive reziduale.

Întrucît existența defectelor de rețea reprezintă o stare de dezechilibru termodinamic, local, al rețelei, defectele de rețea sînt principial nestabile, tinzînd să evolueze, și anume, să evolueze spre echilibru, a cărui atingere este însă împiedicată de rezistențele interne pasive, frecările, barierele. Dacă dispar defectele, dispare și dezechilibrarea, dispărînd efectul de ecruisare.

Realizarea unei stări de ecruisare stabile (stabilitate necesară pentru a se garanta și rezultate-proprietăți stabile) pretinde existența unei tensiuni reziduale stabile, a unor defecte stabile și, implicit, o rezistență internă pasivă stabilă.

Rezistența internă pasivă, care frînează și împiedică, blochează deplasarea spre poziția de echilibru a ionilor dislocați, variază în funcție de temperatura rețelei: de la valori minime, practic nule, la temperatura de solidificare, crescînd pe măsură ce temperatura scade, atingînd valori eficiente la temperaturile inferioare nivelurilor denumite colectiv: critice, temperaturi sub care se pot produce procese ca recristalizarea fazică, coalescența particulelor de fază dispersă, recristalizarea nefazică și/sau simpla detensionare, adică procese prin care necesarul dezechilibru reticular, necesara și dorita ecruisare-durificare, creată anterior, poate fi anihilată total sau parțial.

Procesul de ecruisare-durificare (și implicit de creștere a rezistenței rețelei) este cu atît mai intens, cu cît pretensionarea rețelei este mai importantă și, implicit, cu cît tensiunile reactive reziduale sînt mai mari, ceea ce impune ca blocarea nodului de rețea, dislocat, să se producă cît mai aproape pe poziția de dislocare extremă și ca această dislocare, ea însăși, să fie cît mai importantă, de unde derivă condițiile ca: dezechilibrarea inițială a rețelei (prin deformări elasto-plastice creatoare de defecte de rețea) să fie cît mai intensă, iar revenirea la echilibru cît mai dificilă, datorită unor rezistențe interne pasive (frecări, bariere), cît mai mari, ceea ce obligă la realizarea procesului de dezechilibrare la temperaturi subcritice cît mai scăzute.

Defectele de rețea create la temperaturi superioare celor critice (ca de pildă în decursul efectuării operației de deformare plastică la cald) se pot conserva ca atare (cel puțin parțial) dacă operația de deformare este urmată imediat de o răcire suficient de rapidă pînă la niveluri de temperaturi subcritice.

Pe de altă parte, defectele de rețea create la temperaturi subcritice pot supraviețui la reîncălziri supracritice de scurtă durată dacă sînt succedate imediat de o răcire accelerată pînă la niveluri subcritice: histerezis (întîrziere) a reechilibrării.

Realizarea stării de ecruisare este condiționată de îndeplinirea a două condiții fundamentale, realizate în general concomitent: crearea de defecte geometrice de rețea și prezența temperaturilor subcritice.

Cu o eficiență principial mai mică, cele două condiții se pot îndeplini și succesiv, sub rezerva unei tranziții suficient de rapide, prin care defectele, odată create, să fie aduse rapid la niveluri de temperaturi subcritice.

Pe de altă parte, dacă cele două condiții (defecte de rețea create la (sau aduse la) temperaturi suficient de joase) sînt îndeplinite accidental, starea de ecruisare, cu toate consecințele sale, fiind „prezentă" *dorită sau nedorită*.

Din punct de vedere tehnologic, tensiunile interne reactive reziduale ce împart în tensiuni interne reactive reziduale „esențiale", indispensabile pentru a se obține durificarea, ele apărînd atît în cîmpuri termice omogene (situația ideală), cît și în cîmpuri termice neomogene (situația practică, reală și în tensiuni interne reactive reziduale „parazitare", care sînt specifice exclusiv cîmpurilor termice neomogene, legate organic de orice proces termic real (cîmpurile termice neomogene fiind caracterizate prin existența decalajelor spațio-temporale între temperaturile diferitelor puncte ale cîmpului).

Apariția nedorită a tensiunilor interne parazitare este practic inevitabilă, ele fiind cu atît mai intense (și mai vătămătoare) cu cît este mai accentuat gradul de neomogenitate a cîmpului termic din interiorul obiectului (grosimea mare, grosimea neuniformă, conturul neregulat și ascuțit al piesei, absența sau insuficiența racordărilor, conductivitatea termică mică a aliajului, încălziri-răciri neuniforme și/sau cu regimuri rapide, procese tehnologice violente, operațiuni defectuos executate, utilaje și/sau medii de încălzire-răcire

imperfecte etc., de unde rezultă posibilități și recomandări pentru atenuarea tensiunilor parazitare.

În decursul prelucrării termice ulterioare, aplicate unui material care a fost ecruisat (prin mijloace mecanice, termice sau cricare altele), nivelurile de temperatură critice vor fi depășite, intenționat, și controlat, dozat, numai cu scopul de a se realiza un anumit grad de reechilibrare-detensionare a rețelei matricei, atunci cînd efectele foarte tari (extreme) ale ecruisării (maxime), trebuie atenuate într-o anumită măsură printr-o reîncălzire controlată, cu scopul de a se realiza astfel o constelație optimă de proprietăți, adaptate perfect la scopul tehnologic sau funcțional urmărit.

Prezența defectelor de rețea în toate produsele metalice este un fapt comun. Existența lor are două efecte antagoniste: pe de o parte, prezența defectelor de rețea determină ridicarea proprietăților mecanice ale rețelei matricei, prin ecruisare (atomii unei rețele autogene care conturează un efect de rețea oarecare sînt situați în afară de echilibru, fapt care, combinat cu prezența temperaturilor subcritice, creează starea de ecruisare); pe de altă parte, prezența defectelor de rețea determină coborîrea proprietăților, prin riscul major de producere a ruperii premature datorită vîrfurilor locale de sarcină, depășind rezistența la rupere locală (efectul de crestătură).

Efectul global al defectelor de rețea depinde de cantitatea și calitatea lor și de temperatura rețelei.

Defectele din rețeaua cristalelor matricei nu sînt direct cauze. Defectele din rețeaua matricei sînt „efecte", efectele condițiilor, mai bune sau mai rele, în care aceste rețele au luat naștere (cristalizarea-solidificarea rapidă și răcirea rapidă ulterioară, recristalizarea fazică rapidă etc. sînt de rău augur pentru formarea unei rețele ideale).

Dar, defectele de rețea se mai formează și în decursul acelor procese tehnologice aplicate cu scopul de a ridica proprietățile mecanice ale metalelor și aliajelor, realizîndu-se, conștient sau inconștient, dezechilibrarea durabilă a rețelei matriceale, obținîndu-se astfel starea de ecruisare prin crearea de defecte de rețea (metastabile), intensitatea acestor procese, efectul lor, durificarea, putînd fi atenuate ulterior în măsura cerută, printr-o reîncălzire detensionare, reechilibrare adecvată.

Prin omogenitate și lipsă de defecte, rețeaua monocristalelor filiforme se apropie de calitățile unei rețele ideale. Pentru aceste motive, forța de tracțiune, activă în decursul încercării de rupere prin tracțiune la care este supus monocristalul, este dispersată, difuzată omogen în interiorul, în întreaga masă a monocristalului, în mod egal și uniform, la fiecare nod în parte, proces în urma căruia monocristalul va suferi o perfectă și omogenă deformare a rețelei, un efect de dezechilibrare-ecruisare-durificare omogen în toată masa lui, imposibil de realizat, la același nivel calitativ și cantitativ, în nici unul dintre materialele metalice policristaline uzuale, neomogene și pline cu defecte de rețea: o posibilă explicație pentru rezistența la rupere excepțională a monocristalelor.

Proprietățile remarcabile ale produselor metalice avînd o structură sticloasă, caracterizată prin dezordinea cristalografică desăvîrșită, dar cu totul uniformă și omogen distribuită în întreaga masă a metalului, se pare că pot beneficia într-o foarte largă măsură (dacă nu total) de aceleași explicații (referitoare la mecanismul generării acestor proprietăți) ca și în cazul proprietăților monocristalelor, acestea reprezentînd ordinea cristalografică desăvîrșită: les extremès se touchent (extremele se atrag).

Creșterea rezistenței rețelei matriceale prin crearea de defecte de structură cu scopul de a produce dezechilibrarea metastabilă a rețelei nu este un miracol, ci se datorează înmagazinării în rețea a unui supliment de energie, a acelei fracțiuni din energia consumată anterior pentru realizarea deformării elastice a rețelei, fracțiunea „reziduală" care, datorită frînărilor, la temperaturi subcritice, a mișcării de destindere a „resortului" rămîne conservată, acumulată în rețea sub forma unei energii potențiale, de natura unor tensiuni elastice, tensiunile interne reactive reziduale care pretensionează rețeaua, determinînd creșterea rezistenței ei.

Zona intercristalină, zonă specifică perturbărilor structurale, de defecte reticulare, de noncoerență — combinată cu temperaturi subcritice, generează o stare de ecruisare de altă calitate față de a celei create intracristalin, care se atenuează și ea pe măsură ce crește temperatura peste limitele critice.

Ecruisarea-starea de ecruisare (gradată), omniprezentă în procesele tehnologice, prin care se urmărește modificarea (gradată) a proprietăților mecanice ale rețelei matriceale

Simpla aliere, prezența în rețeaua matricei a unor elemente suplimentare (străine de nodurile rețelei primare, autogene) fie sub forma dizolvată, fie sub forma de compuși definiți, alterează, pozitiv-negativ, valorile locale de echilibru ale parametrilor reticulari ai rețelei autogene, ale rețelei de referință, strîmbînd-o, deformînd-o, constituind defecte ale acestei rețele, ceea ce, la temperaturi subcritice generează starea de ecruisare, proces mai intens la formare soluțiilor solide interstițiale decît la formarea soluțiilor solide de substituție.

În cazul în care matricea poate fi considerată ca fiind constituită din două rețele distincte, care se întrepătrund (soluții solide ordonate, eventual chiar echiatomice), se va alege drept rețea de referință rețeaua cu cîmpul intern autogen mai puternic, care va suferi ecruisarea, fiind capabil să reacționeze ca un tot, în timp ce elementele rețelei cu cîmpul intern mai slab, vor reacționa individual, ca perturbatori ai rețelei care dispune de cîmpul intern mai puternic.

Deformarea plastică la rece reprezintă cazul prototipic de ecruisare (acțiune și extra- și intracristalină).

Deformarea plastică la cald creează defecte de rețea care se pot (cel puțin parțial) conserva, prin răcirea rapidă, consecutivă, la temperaturi subcritice.

Tratamentele mecanotermice combină efectele ecruisante ale deformării-plastice la rece cu efectele parțial reechilibrante ale reîncălzirii dozate, aplicate consecutiv deformării la rece (fig. 3).

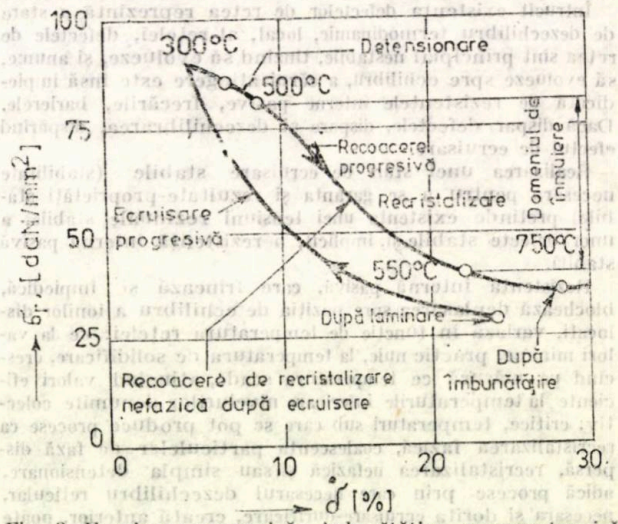


Fig. 3. Ecruisare mecanică; îmbunătățire mecano-termică

Tratamentele termofizice, călirea cu durificare directă și călirea cu durificare indirectă (prin îmbătrînire), acționează prin mecanismul foarte eficient al precipitării expansive, prin care (în aliajele care conțin constituenți care au calitatea de a prezenta solubilitate variabilă cu temperatura) faza în exces este eliminată din soluția solidă suprasaturată (prin suprarăcire) sub forma de particule molecular-disperse (de metale pure, compuși definiți, soluții solide altele decît matricea) particule care, în starea lor eliminată, posedă o conformație cristalografică proprie

și în consecință, și un volum specific real mai mare decît volumul specific virtual, existent în starea lor dizolvată, anterioară eliminării.

Prin dizolvare, compușii definiți disociază în ioni care se pot infiltra în spațiile internodale ale rețelei autogene, primare, în mai bune condiții decît o pot face, chiar reduși la dimensiuni moleculare, înșiși compușii definiți, care posedă, în această calitate, un specific cristalografic și dimensional individual propriu, depășind într-o măsură importantă dimensiunile spațiilor internodale ale rețelei primare.

Cînd procesul de precipitare expansivă are loc la temperaturi subcritice, umflarea substanței eliminate exercită o presiune activă asupra acelor noduri ale rețelei primare care conturează produsul eliminat.

Această presiune determină ecruisarea și, în anumite condiții, chiar și microfisurarea rețelei primare (acțiune intracristalină) (fig. 4).

Fenomenul precipitării expansive este universal, aplicabil tuturor aliajelor care prezintă solubilitate variabilă, cu două variante fundamentale, cu privire la cinetica procesului de precipitare expansivă: o cinetică rapidă (în cazul aliajelor cu eutectoid, tip oțel, nealiat sau slab aliat; al bronzurilor de aluminiu etc.) sau o cinetică lentă (în cazul aliajelor fără eutectoid, tip duraluminiu și oțelurile înalt aliate feritice sau austenitice etc.) specificul, natura acestui proces putîndu-se prevedea; calitativ și cantitativ, în fiecare caz în parte, prin citirea diagramelor de echilibru ale aliajelor în cauză (fig. 5) (distingerea tipurilor de cinetică a proceselor de precipitare expansivă).

În cazul călirii aliajelor cu transformări eutectoide, precipitarea expansivă durificantă se produce chiar în decursul procesului de călire (răcire cu regim supracritic), rezultînd aspectul martensitic însoțit de proprietățile aferente, în timp ce, în cazul aliajelor fără transformări eutectoide, călirea produce soluția solidă suprasaturată (deja durificată prin efectul alierii), durificarea suplimentară, finală, maximă, producîndu-se prin precipitarea expansivă durificantă, care are loc progresiv, la reîncălzirea progresivă sau prin simpla trecere a timpului, îmbătrînirea (artificială sau naturală) a acesteia.

Influența stării fin-pulverulente a materialelor metalice asupra procesului de precipitare expansivă. Durificarea prin ecruisarea locală a rețelei matriceale, în zona din jurul fiecărui centru de precipitare expansivă, presupune existența unui „mediu înconjurător", a unui „sistem de referință" capabil să se opună, să reziste presiunii emanate din centrul de precipitare (molecular dispersă a fazei în exces, din soluția solidă suprasaturată prin suprarăcire).

Această presiune este maximă asupra „pereților" rețelei care conturează nemijlocit precipitatul (molecular). Ea se propagă (slăbind o dată cu creșterea distanței de la focarul de precipitare) în tot restul rețelei, pînă la anumite limite

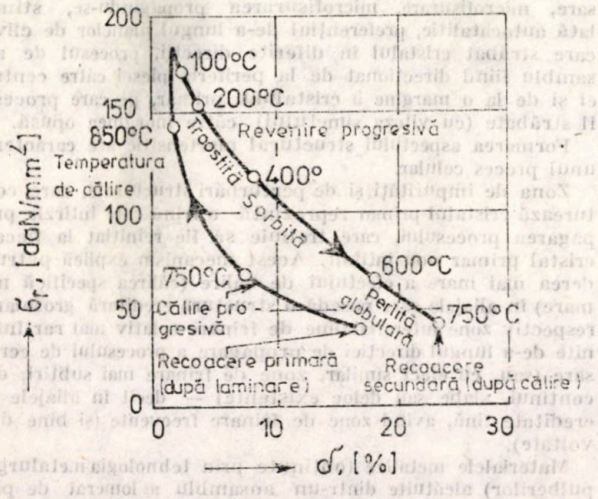


Fig. 4: Ecruisare termică; îmbunătățire termică

și anume: fie pînă la atingerea „zonei de influență a primului precipitat molecular învecinat, fie pînă la atingerea „exteriorului" cristalului respectiv.

Cînd „grosimea" acestei „zone tampon" este foarte mică, suprafața ei externă confundîndu-se cu însăși suprafața întregului cristal (a „grăuntelui" cristalin, ca unitate independentă, ceea ce se întîmplă cînd acesta este foarte mic ca dimensiuni de gabarit), rețeaua matriceală (granulară) respectivă, reacționînd unitar, ca un singur tot, va suferi în urma precipitării expansive o umflare generală, o creștere generală și uniformă a volumului de gabarit al granulei (de soluție solidă, în care s-a produs, prin ipoteză, o precipitare moleculară evasiunică), fără ca această umflare generalizată să poată avea un efect sensibil, semnificativ, de ecruisare-durificare a rețelei matricei (nici chiar în condițiile realizării procesului la temperaturi subcritice).

În concluzie, „călibilitatea" unui anumit aliaj (în sensul propriu al cuvîntului „călibilitate", adică a existenței proprietății de a putea fi durificat prin procesul termofizic al călirii, înțeleasă ca o răcire cu regim supracritic de la temperaturi supracritice) depinde nu numai de compoziția chimică și de natura transformărilor structurale posibile (la parcurgerea întregului drum, de la temperatura solidus pînă la zero absolut), ci și de dimensiunile absolute de gabarit ale rețelei cristaline afectate de „mărimea granulelor" de material metalic în interiorul cărora se produce procesul de precipitare expansivă, călibilitatea fiind condiționată și de existența unui minimum al dimensiunilor de gabarit ale granulelor independente de material metalic.

Pentru aceste motive durificarea prin călire a pulberilor foarte fine de oțel (destinate scopurilor metalurgiei pulberilor) nu mai este posibilă [1].

Tratamentele termochimice combină efectele alierii cu efectele tratamentelor termofizice.

Tratamentele termomecanice, termomagnetice etc. reprezintă combinații, suprapunerea efectelor ecruisante datorate unor surse diferite.

Simplele dilatații-contracții anizotrope, termice sau alotropice, suprarăcite, ale cristalelor, pot determina, principial, apariția stării de ecruisare (datorită jenării reciproce, intercristaline, a mișcărilor relative), ca efecte previzibil minore (acțiune intercristalină).

Reechilibrarea progresivă a rețelei, prin reîncălzirea dozată a materialului ecruisat, servește la atenuarea efectelor prea tari sau extreme ale ecruisării, cu scopul obținerii unei constelații de proprietăți optime, adaptate la condițiile tehnologice, respectiv de utilizare, impuse materialului.

Corelația reciprocă dintre mecanismul de ecruisare și variațiile structurale — în aceeași măsură consecințe și cauze — din aliajele fier-carbon

Fierul gama nu este cubic cu fețele centrate (cfc) (patru atomi în gabarit) ci tetragonal cu volumul centrat (tvc) (doi atomi în gabarit).

Din punct de vedere geometric-cristalografic, al construirii rețelei gama — realitate unică — celula tvc este echivalentă cu celula cfc.

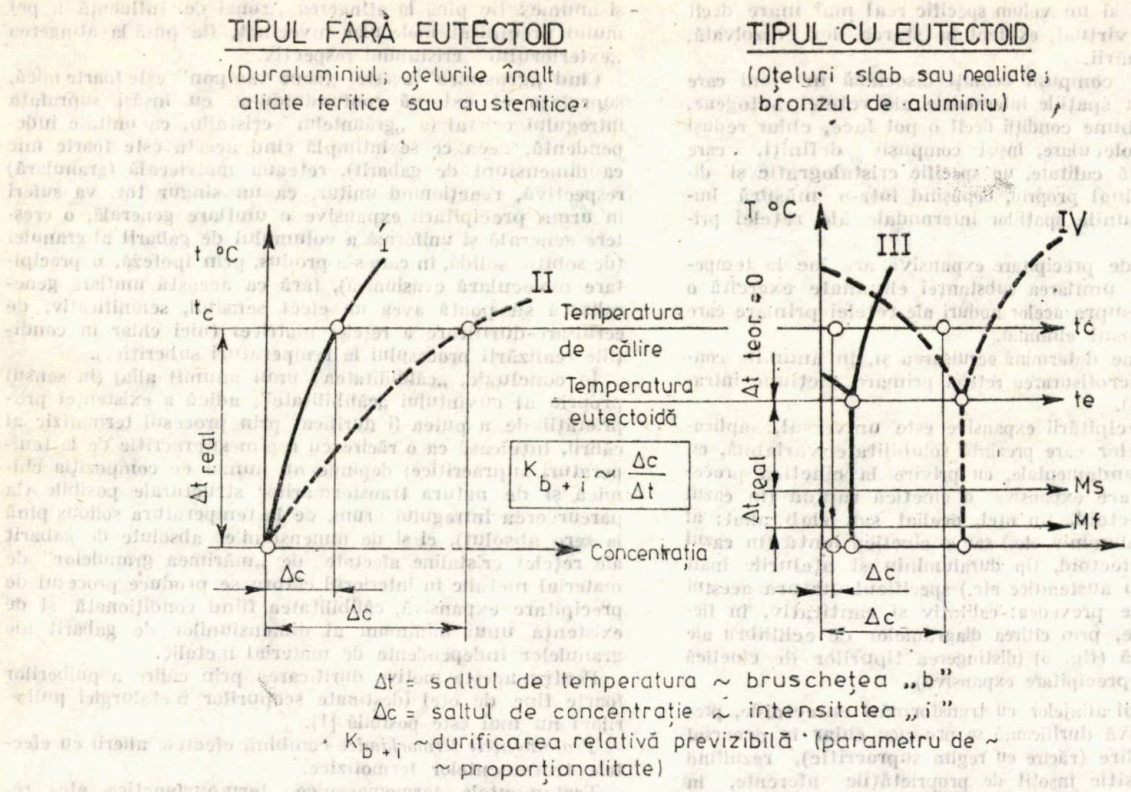
Fierul alfa este cubic cu volumul centrat (cvc) (doi atomi în gabarit).

Transformarea gama-alfa, tvc-cvc (ambele cu cîte doi atomi în gabarit), se realizează prin contracția longitudinală și dilatația bazală a celulei tetragonale (cu afinarea structurii la tempetatura de transformare), schemă acceptabilă și ca mecanism și ca termodinamică (constanța masei sistemului celular supus transformării, cîte doi atomi în gabarit).

Martensita de călire este tvc (Bain) (matrice gama), albă după atac.

Martensita de revenire este cvc (matrice alfa), neagră după atac (schimbarea culorii este semnificativă pentru schimbarea rețelei).

Transformarea alotropică în oțelurile călite se produc la revenirea joasă a martensitei de călire (tvc), în decursul



$K_{b+i} \sim \frac{\Delta c}{\Delta t}$

Δt = saltul de temperatura ~ bruschetea „b"

Δc = saltul de concentraţie ~ intensitatea „i"

K_{b+i} ~durificarea relativă previzibilă (parametru de ~ proporţionalitate)

Fig. 5: Clasificarea aliajelor în funcţie de natura şi de intensitatea — previzibile — ale proceselor de durificare termofizică, prin ecruisare termică: cinetica proceselor de precipitare expansivă

şi din cauza transformării acesteia în martensita de revenire (cvc), însoţită de o uşoară reducere a durităţii moştenite de la martensita de călire, scăderea durităţii fiind datorată afinării reţelei produse de transformarea alotropică (expansiunea alotropică) a acesteia.

Durificarea prin călire a oţelului nu se datorează transformării alotropice, ci precipitării expansive a carburii din austenită suprarăcită.

Austenita este soluţia solidă de carbon (de carbură) în fier, care poate fi fier-gama sau fier-alfa.

Există două tipuri de austenită: austenita gama (tvc) care poate exista atît în starea supraeuctoidă (de echilibru), cît şi în starea subeuctectoidă (de dezechilibru); austenita alfa (cvc), care nu poate exista decît exclusiv în starea subeuctectoidă (de dezechilibru), derivată prin transformare alotropică (dublată de expansiunea alotropică) din austenita gama suprarăcită (dezechilibru).

Austenita gama, suprarăcită prin răcire rapidă, supracritică, generează procesul martensitic.

Austenita alfa, suprarăcită prin esenţa ei, generează procesul bainitic.

Transformările alotropice şi de precipitare expansivă se produc, în general, succesiv.

În procesul martensitic, precipitare-durificare maximă (austenita gama tvc suprarăcită transformată în martensită de călire, tot tvc) (martensita gama) — urmată de transformarea alotropică-afinare (martensita de călire tvc transformată în martensita de revenire cvc), (martensita alfa), înmuiere (moderată).

În procesul bainitic superior (bainita floculantă) ordinea este inversă: transformare alotropică-afinare (austenita gama tvc (suprarăcită) transformată, cu afinare, în austenita alfa cvc (suprarăcită), urmată de precipitare-durificare (moderată). În procesul bainitic inferior (acicular) se presupune că se produce o oarecare suprapunere în timp, a celor două transformării cu o anumită anticipare a procesului de precipitare-ecruisare, care determină apariţia aspectului acicular.

Formarea aspectului acicular tipic martensitic se datoreşte particularităţilor cinetice ale procesului de precipitare, violent, exploziv, prin bruschete mare (datorită cvasiizotermiei procesului) (aspectul calitativ) şi prin masivitatea lui datorită cantităţii mari de substanţă în exces eliminată (aspectul cantitativ).

În aliajele în care fie bruschetea procesului de precipitare este mai mică (gradul de izotermie a transformării fiind mai mic, intervalul de temperatură în care se produce transformarea (M_s — M_f la oţeluri) fiind mai mare), fie masivitatea procesului (cantitatea de produs eliminat) mai mică — fie în aliajele în care ambii factori de influenţă sînt mai mici — efectele de durificare şi dezvoltare a aspectului structural martensitic vor fi, previzibil, mai modeste (fig. 5).

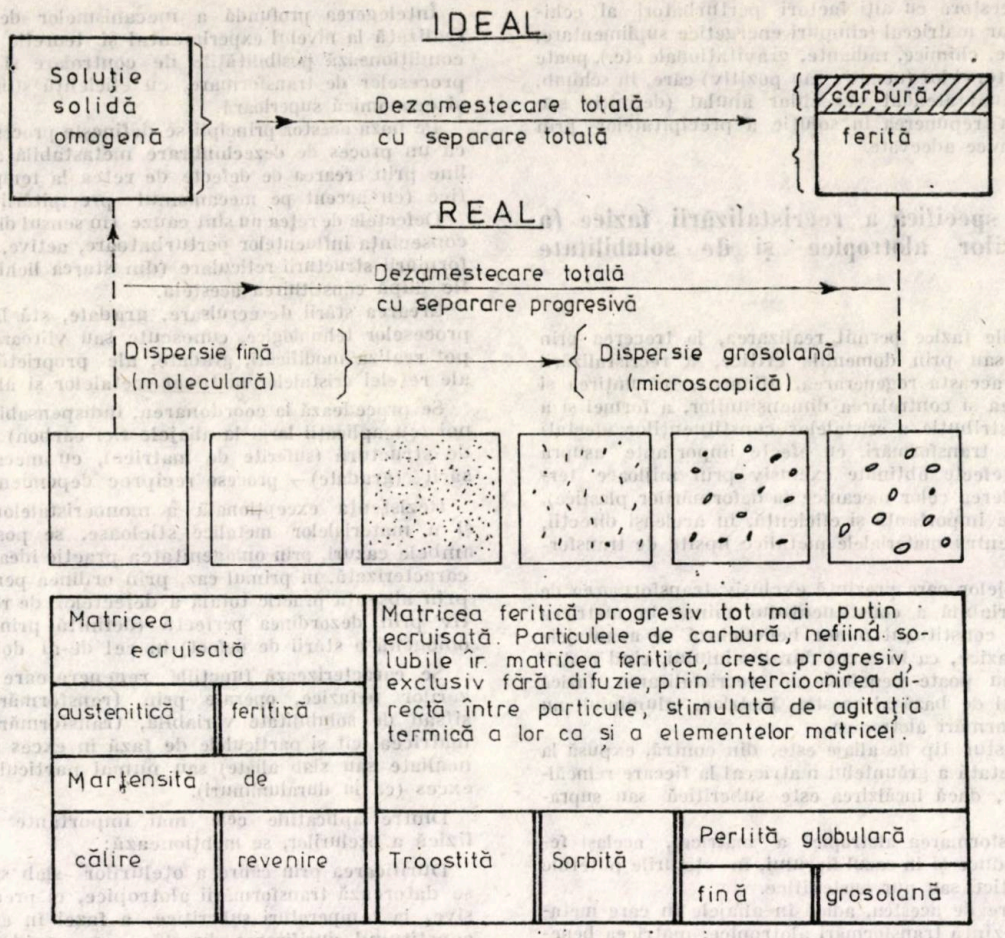
În jurul fiecărui centru de precipitare expansivă, în jurul fiecărui precipitat, reţeaua matriceală suferă o dublă influenţă: o ecruisare şi o microfisurare.

Microfisura, virtual vidă, stimulează (conform principiului lui Le Châtelier) o nouă precipitare, umflare, ecruisare, microfisurare, microfisurarea propagîndu-se, stimulată autocatalitic, preferenţial de-a lungul planelor de clivaj care străbat cristalul în diferite direcţii, procesul de ansamblu fiind direcţionat de la periferia piesei către centrul ei şi de la o margine a cristalului primar, pe care procesul îl străbate (cu viteza sunetului) către marginea opusă.

Formarea aspectului structural martensitic are caracterul unui proces celular.

Zona de impurităţi şi de perturbări structurale, care conturează cristalul primar reprezintă o frînă care întîrzie propagarea procesului, care trebuie să fie reiniţiat la fiecare cristal primar nou întîlnit. Acest mecanism explică pătrunderea mai mare a efectului de călire (călirea specifică mai mare) în aliajele care posedă o structură ereditară grosolană, respectiv zone intercristaline de frînare relativ mai rar întîlnite de-a lungul direcţiei de propagare a procesului de ecruisare (sau, cu efect similar, zone de frînare mai subţiri, discontinui, slabe sau deloc existente) — decît în aliajele cu ereditate fină, avînd zone de frînare frecvente (şi bine dezvoltate).

Materialele metalice (obţinute prin tehnologia metalurgiei pulberilor) alcătuite dintr-un ansamblu aglomerat de particule individuale şi foarte fine pot avea caracteristici ale



Schema 2. Procesul de dezamestecare a fazelor și de separare — (coalescență) progresivă (fără difuzie, directă, prin interciocniri întîmplătoare) a particulelor de fază dispersă, în decursul revenirii progresive a martensitei de călire a oțelurilor ne- sau slab aliate

călirii specifice comparabile cu cele ale materialelor metalice masive cu grăuntele ereditar (primar) fin (pătrundere mică).

Nu există cristale autonome de martensită sau de bainită ci numai aspectul ecruisat al vechilor cristale, preexistente, de austenită — gama tvc sau de austenită — alfa cvc, din care provin.

Ceea ce simulează un proces de germinare și creștere a cristalelor (false) de martensită sau de bainită, este dezvoltarea explosivă, autocatalitică a procesului de precipitare expansivă-umflare-ecruisare-microfisurare-precipitare etc.

Prezența elementelor de aliere în structura matricei influențează procesul de dezechilibrare-ecruisare al acesteia atît prin mecanismul static al frînării potențiale a unor posibile alunecări de-a lungul planelor de clivaj, cît și prin mecanismul dinamic, sub dublul aspect: cel al formării soluțiilor solide (prin care se denaturează în sens pozitiv-negativ valoarea parametrilor reticulari), și cel al formării compușilor definiți suplimentari, prin existența cărora se mărește masa precipitabilă, ecruisantă (dacă există solubilitate variabilă). Este evident că o matrice care conține elemente de aliere în starea dizolvată va fi, la rîndul ei, mai susceptibilă de a fi ecruisată prin procesul de precipitare expansivă.

Austenita, metastabilă la temperatura ordinară a oțelurilor înalt aliate (Hadfield, inoxidabile etc.), atunci cînd este supusă la deformări plastice la rece, suferă (în zona afectată de acest proces) o microfisurare structurală difuză, care stimulează producerea precipitării expansive a particulelor elementare de fază în exces și, prin aceasta, declanșarea procesului autocatalitic martensitic, cu toate consecințele aferente.

Reechilibrarea progresivă, dozată, a structurii martensitice, prin reîncălziri progresive, duce la obținerea succesivă a seriei de aspecte structurale de revenire: martensita de revenire (duritate mare), troostita (elasticitate mare), sorbit (tenacitate mare), perlita globulară (prelucrabilitata mare), toate prezentînd pe fond feritic cvc coalescența progresivă a particulelor disperse de fază în exces, a carburii.

Coalescența (în aliajele fier-carbon călite la martensită) va fi realizată exclusiv prin mecanismul direct, fără difuzie, prin ciocniri întîmplătoare între particule, indiferent de mărimea lor, critică sau nu, proces stimulat de agitația termică (crescătoare o dată cu temperatura) atît a particulelor, cît și a elementelor rețelei însăși, a acestora mai ales după depășirea temperaturii caracteristice Debye (de circa 205°C pentru fier), cînd agitația ionilor din ordonată devine dezordonată.

Mecanismul de coalescență indirectă, cu difuzie, prin redizolvarea prin reîncălzire a particulelor fine, preexistente, și reprecipitarea prin răcire a masei lor pe cale grosolană, preexistente, nefiind posibil de realizat din cauza insolubilității carburii în matricea feritică (schema 2) [5].

Oboseala, îmbătrînirea termică și/sau mecanică, fragilitățile care se produc la „albastru", la răcirea lentă după revenire, prin răciri la niveluri inferioare tranziției ductil-fragil, anumite aspecte ale fluajului, sînt fenomene care, în mare măsură, sînt consecințele unor procese de precipitare expansivă intra-sau intercristalină, locală (cu efect de amorsă) sau difuză, promptă sau tardivă, precipitări (produse sau aduse în timp util la niveluri de temperatură sensibile pentru realizarea stării de ecruisare) ale unor constituenți minori deveniți, la un moment dat, insolubili în cristalele matricei aliajului, datorită simplei treceri a timpului sau aplicării unor regimuri mecanice sau de încălzire sau de răcire specifice pentru apariția acestor fenomene.

Asocierea acestora cu alți factori perturbatori ai echilibrului reticular matriceal (cîmpuri energetice suplimentare, mecanice, fizice, chimice, radiante, gravitaționale etc.), poate accentua caracterul lor (negativ sau pozitiv) care, în schimb, poate fi eventual atenuat sau chiar anulat (definitiv sau temporar) prin repunerea în soluție a precipitatelor prin operațiuni termice adecvate.

Funcțiunea specifică a recristalizării fazice (a transformărilor alotropice și de solubilitate variabilă)

Transformările fazice permit realizarea, la trecerea prin temperaturile sau prin domeniile critice, a recristalizării fazice și prin aceasta regenerarea, afinarea, mărunțirea și implicit reglarea și controlarea dimensiunilor, a formei și a modului de distribuție a cristalelor constituenților afectați de respectivele transformări, cu efecte importante asupra proprietăților, efecte obținute exclusiv prin mijloace termice, cu excluderea celor mecanice (a deformărilor plastice), care au o mare importanță și eficiență, în aceleași direcții, cu deosebire pentru materialele metalice lipsite de transformări fazice.

În cazul aliajelor care prezintă exclusiv transformarea de solubilitate variabilă a constituentului minor în matricea aliajelor, acest constituent minor beneficiază de avantajele recristalizării fazice, ca în cazul duraluminiului, cînd matricea aliajului nu poate beneficia de recristalizarea fazică întrucît metalul de bază al acestei matrice, aluminiul, nu prezintă transformări alotropice.

Matricea acestui tip de aliaje este, din contră, expusă la creșterea neîncetată a grăuntelui matriceal la fiecare reîncălzire (indiferent, dacă încălzirea este subcritică sau supracritică).

Lipsind transformarea alotropică a matricei, același fenomen se produce și în cazul fierului, în oțelurile puternic aliate, pur feritice sau pur austenitice.

Spre deosebire de acestea, adică în aliajele în care metalul de bază prezintă transformări alotropice, matricea beneficiază de avantajele recristalizării prin mecanismul transformării alotropice, ca în aliajele fier-carbon, slab sau nealiate, aliaje care beneficiază, în plus, și de recristalizarea fazică, prin mecanismul solubilității variabile a constituentului minor, precipitabil, a carburii, ambii constituenți fiind susceptibili de a fi influențați, afinați, prin recristalizări fazice, funcțional cuplate.

Avînd în vedere importanța cantitativă și calitativă majoră a matricei din aliajele fier-carbon nealiate sau slab aliate (sau și în aliajele de tip constituțional asemănător), rezultă importanța foarte mare pe care o are transformarea alotropică a matricei pentru reglarea proprietăților matricei prin posibilitatea controlării și reglării mărimii grăuntelui matriceal și prin aceasta a proprietăților metalelor și aliajelor respective.

Crearea defectelor de rețea în decursul și din cauza proceselor de recristalizare fazică reprezintă o problemă aparte, dependentă în mare măsură de viteza procesului, în funcție de aderența, de intensitatea potențialului termic, sub efectul căruia se desfășoară procesul de recristalizare fazică.

Concluzii

Ideile acestei lucrări nu contrazic faptele de observație experimentale cunoscute, dar ele procedează la interpretări noi, punînd accentul pe înțelegerea, descifrarea mecanismului transformărilor prin care se realizează trecerea de la starea inițială la starea finală.

Pentru înfăptuirea acestei analize-sinteze, necesare, în locul conceptului static al descrierii (fotografierii) stărilor extreme (inițială și finală), se preferă aplicarea conceptului dinamic, al urmăririi întregii evoluții, a parcurgerii tuturor stărilor intermediare prin care se materializează mecanismul transformării (ceea ce permite trecerea de la simpla descriere la înțelegerea mecanismelor proceselor).

Înțelegerea profundă a mecanismelor de transformare, realizată la nivelul experimental și teoretic cel mai înalt, condiționează posibilitățile de controlare și de dirijare a proceselor de transformare, cu eficiență științifică, tehnică și economică superioară.

Pe baza acestor principii se definește procesul de ecruisare ca un proces de dezechilibrare metastabilă a rețelei cristaline prin crearea de defecte de rețea la temperaturi subcritice (cu accent pe mecanismul precipitării expansive).

Defectele de rețea nu sînt cauze (în sensul direct), ci efecte, consecința influențelor perturbatoare, active, fie în decursul formării structurii reticulare (din starea lichidă sau solidă), fie după constituirea acesteia.

Crearea stării de ecruisare, gradate, stă la baza tuturor proceselor tehnologice, cunoscute sau viitoare, prin care se pot realiza modificări, gradate, ale proprietăților mecanice ale rețelei cristalelor matricei metalelor și aliajelor.

Se procedează la coordonarea, indispensabilă, sub aspecte noi (cu aplicații largi la aliajele fier-carbon) a modificărilor de structură (suferite de matrice), cu mecanismele ecruisării (gradate) — procese reciproc dependente.

Rezistența excepțională a monocristalelor filiforme, ca și a materialelor metalice sticloase, se poate explica, în ambele cazuri, prin omogenitatea practic ideală a structurii, caracterizată, în primul caz, prin ordinea perfectă (marcată prin absența practic totală a defectelor de rețea) — respectiv prin dezordinea perfectă (definită prin generalizarea omogenă a stării de defect) în cel de-al doilea caz.

Se caracterizează funcțiile regeneratoare ale recristalizărilor nefazice, operate prin transformările alotropice și/sau de solubilitate variabilă, transformări afectînd atît matricea, cît și particulele de fază în exces (ca la oțelurile nealiate sau slab aliate) sau numai particulele de fază în exces (ca la duraluminuri).

Dintre aplicațiile cele mai importante în metalurgia fizică a oțelurilor, se menționează:

Durificarea prin călire a oțelurilor slab sau nealiate, nu se datorează transformării alotropice, ci precipitării expansive, la temperaturi subcritice, a fazei în exces (carburii), constituind durificarea directă — proces identic (ca mecanism) cu durificarea indirectă (prin îmbătrînire) a duraluminurilor, cu deosebirea cineticii, rapide în primul, lente în al doilea caz, diferență determinată de existența sau inexistența transformărilor eutectoidice în aliajul respectiv.

Fierul gama nu este cfc, ci tvc, la fel cu martensita de călire (cea de revenire este cvc, ca fierul alfa).

Sînt două feluri de austenite (soluții de carbon în fier) după natura solventului: austenita gama tvc, generatoarea procesului martensitic, și austenita alfa cvc (derivată izoterm din austenita gama suprarăcită), generatoarea procesului bainitic.

Sînt două feluri de martensită: martensita gama tvc de călire și martensita alfa cvc, de revenire. Succesiunea în timp a celor două transformări fundamentale: precipitarea expansivă (ecruisarea-durificarea rețelei) și transformarea alotropică (afinarea-relaxarea rețelei) diferă cu natura procesului: precipitare-durificare, urmată de alotropie-afinare în procesul martensitic, și alotropie-afinare, urmată de precipitare durificare în procesul bainitic superior

Structurile de călire (martensita, bainita) nu reprezintă cristale autonome, ci sînt aspectul ecruisat al cristalelor de fier gama, respectiv de fier alfa, din care provin.

Coalescența particulelor de fază dispersă pe fondul alfa (în care nu sînt solubile) al aspectelor de revenire (martensita de revenire, troostita, sorbita, perlita globulară) se realizează, indiferent de mărimea particulelor de fază dispersă, nu pe cale indirectă, prin difuzie, ci pe calea directă, prin ciocniri întîmplătoare între ele, stimulate de creșterea temperaturii, realizîndu-se, progresiv, atenuarea stării de dezechilibru extrem, de ecruisare maximă, realizate prin călire.

Se apreciază faptul că concepția, care a stat la baza acestui studiu și concluziile trase, ar putea amorsa o anumită reorientare principială atît în înțelegerea, cît și în abordarea studierii unor procese generale și fundamentale.

ICPPAM

INSTITUTUL DE CERCETĂRI ŞI PROIECTĂRI DE FABRICAŢIE PENTRU PRODUSE PLATE ŞI ACOPERIRI METALICE

GALAŢI ROMANIA

CERCETARE

- Tehnologii de fabricaţie metalurgică în domeniile :
  - — fabricarea cocsului şi subproduselor sale;
  - — elaborarea fontei şi oţelului ;
  - — producerea laminatelor plate ;
  - — acoperiri de protecţie metalice sau nemetalice
- Expertize, consultaţii tehnice şi testări pentru produse metalurgice şi auxiliare
- Lucrări de laborator :
  - — determinări distructive sau nedistructive de caracteristici fizico-chimice, metalografice, mecanice, comportare la coroziune şi difractometrie ;
  - — analize derivatografice ale materialelor solide ;
  - — expertize şi determinări de noxe în medii industriale
- Cuţite pentru debitarea laminatelor

MICROPRODUCŢIE

- Benzi înguste subţiri laminate la rece cu dimensiunile : grosime 0,1—3,0 mm ; lăţime 10—200 mm
- Benzi înguste, subţiri, acoperite electrolitic (cu zinc, cupru, nichel şi crom) şi termic (cu aliaj plumb-staniu, zinc)

PROIECTARE

- Utilaje, instalaţii şi construcţii siderurgice
- Linii de proces pentru produse plate
- Instalaţii de acoperiri pentru protecţie metalice (prin imersie sau electrolitice) sau nemetalice
- Modernizări şi reparaţii capitale pentru utilaje şi instalaţii din uzine siderurgice
- Documentaţii tehnico-economice pentru reparaţii capitale
- Combaterea poluării şi protecţia mediului înconjurător
- Asistenţă tehnică pe flux siderurgic integrat

RESEARCH

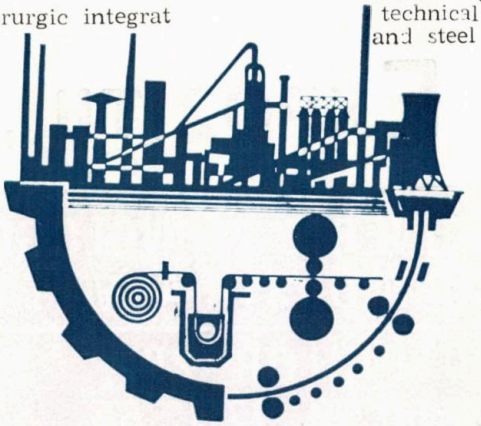
- Metallurgical manufacturing technologies in the following fields :
  - — coke and coke by-product making
  - — iron and steel making
  - — steel flat product manufacturing
  - — metal or non-metal protective coatings.
- Examinations, consulting and tests for metallurgical products and by-products.
- Laboratory activities :
  - — destructive or non-destructive tests to determine physico-chemical, metallographic and mechanical properties, the corrosion behaviour and diffractometry
  - — derivatographic analyses of the solid materials
  - — examinations and determinations of noxious industrial environments.

MICROPRODUCTION

- Thin, narrow cold-rolled strips (thickness 0,1 to 3,0 mm, width 10 to 200 mm)
- Thin narrow strips, electroplated (with zinc, copper, nickel and chrome) and hot-dip plated (with lead-tin alloy, zinc)
- Shear knives for rolled products.

DESIGN

- Iron and steel structures, equipments and facilities
- Process lines for steel flat products
- Plants for metal protective coatings (by dipping or electroplating) or for non-metal coatings
- Revamping and capital repair for the equipments and facilities in the iron and steel plants
- Technical and economical documentations for capital repair
- Pollution fighting and environment protection
- Consulting, know-how, examinations and technical assistance on the integrated iron and steel flow



Reprezentantul pentru relaţii externe este Întreprinderea de comerţ exterior —UZINEXPORTIMPORT— cu sediul la Bucureşti, B-dul Republicii nr. 12, telefon 13.78.80; 13.93.89, telex 0-11214

STUDII · PROIECTE · CONSULTING
ASISTENTA TEHNICA
PENTRU INDUSTRIA METALURGICA

IPROMET

Vă oferă

STUDII SI PROIECTE PENTRU :
MODERNIZARI TEHNOLOGICE
CONSTRUCTII ADMINISTRATIVE,
SOCIAL-CULTURALE
LOCUINTE
EXPOZITII, RECLAME

INSTITUTUL DE INGINERIE TEHNOLOGICA SI PROIECTARE
PENTRU INDUSTRIA METALURGICA
B-DUL CONSTRUCTORILOR 20, BUCURESTI 79649
TELEFON 17 50 59, 17 32 65 - TELEX 11 244

1991 FEB 20

E 3280

REFERÁLVA

KOH

METALURGIA

R 1991 -01- 18

7

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XLII • NR. 7 • IULIE 1990

METALEXPORTIMPORT

BUCHAREST – ROUMANIE

21 25, RUE MENDELEEV, TELEPHONE

620, 651 LIGNE INTERNATIONALE

TELEX 11515

ICE METALEXPORTIMPORT EXPORTE:

- Tôle et bande en aluminium

  Qualité : 99,5% $AlMg_3$ cf. DIN

– AA 110, AA 3003, AA 5052 conf. AA 84

– d'autres qualités disponibles. Epaisseur : 0,2–3 mm

Largeur de la bande : 75–1500 mm

Dimensions de la tôle :

1000×2000 mm, 1250×2500 mm, 1500×3000 mm, 3'×6'×8' et d'autres dimensions convenues.

- Tôle et bandes, stucco, diamond, tôles et bandes plates.
- Feuilles d'aluminium

  Qualité : 99,0, 99,5 %, AA 3003

  Epaisseur : 9–200 microns

  Largeur : 75–1000 mm

  Utilisation finale : industrie alimentaire, pharmacie, industrie ménagère, installations hydrauliques etc.

- Profilés extrudés en aluminium

  Qualité : AlMgSi, AA 0663, AA 7075; de commun accord aussi d'autre qualités disponibles.

Utilisation finale : bâtiments, industrie, portes et fenêtres.

L'usine SLATINA produit également rondelles, disques et câbles en aluminium.

– Tôle forte, inclusivement tôle pour navires et virole de chaudière

– Tôle et bande laminée à froid

– Bande laminée à chaud

– Tôle et bande zinguée

– Tôle pour dynamo

– Fer à béton et fil laminé

– Barres laminées à chaud

– Profilés U et profilés I

– Barres étirées

– Profilés formés à froid

– Tubes en acier sans soudure

– Tubes conduite, descentes et tubes de production

– Tubes soudés noirs et zingués

– Fil étirés

– Electrodes de soudure

– Clous

– Cable métallique

– Chaînes industrielles

– Câbles de traction

METALURGIA

Anul 42 Nr. 7, Iulie 1990

CUPRINS

Dragomir, I., Rusu, E., Nicolae, Maria și Suciu, I.: **Studiul proprietăților fizico-chimice ale unor zguri oxidice, în vederea utilizării lor la retopirea electrică sub zgură** 323

Dobrovici, D., Constantin, N., Șoit-Vizante, I., Geantă, V., Hrițac, Mariana și Hrițac, M.: **Informații asupra utilizării în încărcătura furnalului a materialelor greu fuzibile, în scopul protejării căptușelii creuzetului și vetrei** 328

Chelu, Gh. și Dumitrescu, A. T.: **Curgerea materialului în timpul extrudării la cald a țevilor** 332

Kappel, W., Roman, P. și Ciofu, V: **Progrese românești privind magneții permanenți de mare energie magnetică specifică** 336

Coșmeleață, Georgeta, Marin, M., Bane, M. și Coșmeleață, N.: **Structura și proprietățile mecanice ale unui oțel inoxidabil martensitic durificabil prin precipitare** 340

Pascu, R. și Pascu, Mihaela: **Cercetări privind comportarea metalurgică la sudare cu fasciculi de electroni a unor oțeluri aliate** 344

Zamfir, Simona și Udrescu, Lucian: **Model matematic privind determinarea rezistenței la coroziune a unor alame monofazice destinate schimbătoarelor de căldură din CTE** 348

Landauer, Ortansa, Iulian, Olga, Constantinescu-Manea, Maria și Lupu, Angela: **Inhibarea coroziunii oțelurilor în mediu de acid clorhidric** 352

Ripoșan, I. și Chișamera, M.: **Desulfurarea fontei în cubiloul acid, sub acțiunea brichetelor speciale de carbură de siliciu metalurgică** 358

Ene, V.: **Tensometrie și micrometrie aplicate la evidențierea vibrocompactării materialelor granulare utilizate la procedeele speciale de formare** . . . 364

Bratu, C., Sofroni, L., Ștefănescu, Fl. și Săbău, Teodora: **Reducerea consumului de metal la piesele turnate din oțel prin folosirea maselotelor exoterme cu gradient mare de temperatură** (*partea a II-a*) . 369

REVISTA REVISTELOR . . . . . 327 ; 331 ; 347 ; 357

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI
Redactor: ELENA PÂRVU
Tehnoredactor: MARIETA RUBŢOV

„UNIVERSUL" — c. 2227 Lei 15

1991 MAR 0 5

CONTENTS

DC : 669.054.11

Dragomir, I., Rusu, E., Nicolae, Maria and Suciu, S : **The study of the physical and chemical properties of certain oxidic slags in order to use them in the ESR process**

The authors present a study carried out on seven types of slag on the basis of CaF_2 mixtures and two, three and four oxides, by presenting the experimental results concerning viscosity, superficial tension, density and electrical conductibility.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 325—327

DC : 669.162.262

Dobrovici, D., Constantin, N., Vizante—Şoit, I., Geantă, V., Hriţac, Mariana and Hriţac, M. : **Information on the use in the blast furnace heat of the heavy fusible materials in order to protect the crucible and hearth linings**

The paper presents the possibilities of protecting the refractory linings of the crucible and hearth blast furnace, by deposing titanium compounds in these areas. These come from titanifer ores used in the blast furnace heat; the authors present the technological limits of the titanifer ore additions and the conclusions resulting from world wide laboratory researches and experiments in blast furnaces.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 328—331

DC : 539.371 : 621.64

Chelu, Gh. and Dumitrescu, A. T. : **The flow material during hot pipe extrusion**

The paper presents the results of the experimental researches on the way in which the material flows during hot pipe extrusion. The material flows in the deformation core according to cosinusoidal track. The authors noticed that the friction between semifinished and mandrine occurs only on a part of the deformation core that is only in the mould calibration area, while the maximum flow angle, when using the flat moulds, is under 85, an angle obtained due to the presence of the glass disc for lubrication.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 332—335

DC : 621.318

Kappel, W., Roman, P. and Ciofu, V. : **Romanian progresses on high specific magnetic energy permanent magnets**

By their own researches, the authors manufactured $SmCO_5$, Ce $MMCO_2$ $(Sm—Pr)CO_5$ and $Nd_{15}Fe_{77}B_8$ permanent magnets with performances similar to those described in literature.

The researches intend to develop Sm_2CO_{17} with high coercitive field and to improve the stability with temperature of the NdFeB permanent magnets, the cheaper magnets with high maximum specific magnetic energy from the last generations.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 336—339

DC : 669.15—194.55

Coşmeleaţă, Georgeta, Marin, M., Bane, M. and Coşmeleaţă, N. : **The structure and mechanical properties of the martensitic stainless steel by precipitation hardening**

The paper presents the structure and the mechanical properties of the martensitic stainless steel by precipitation hardening used in aeronautics.

The authors present the conditions of heat treatment establishing the whole system of the mechanical properties necessary to use steel in aeronautics.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 340—343

DC : 621.79 : 621.791.037.2

Pascu, R. and Pascu, Mihaela : **Researches on the metallurgical behaviour of alloy steels at the electrone beam welding**

The authors present the result of the researches on the metallurgical behaviour at the electrone beamu welding of CVO6, 51V—Cr11A and Rp5 steels used in the manufectuing of saw blades for the cutting machines of the metal materials.

Steel electrone beam welding allows the manufacturing of righ quality saw blades made of aigh alloy steel.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 344—347

DC : 620 : 193.5

Zamfir, Simona and Udrescu, Lucian : **Mathematical model on the determination of the corrosion strength of certain monophasic brass for heat exchanger in nuclear stations**

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 348—351

DC : 620.193.41

Landauer, Ortansa, Iulian, Olga, Constantinescu—Manea, Maria : **The inhibition of hydrogen chloride steel corrosion**

The paper presents the gravimetric and electrochemical corrosion tests made on OL37 steel in hydrogen chloride media with inhibitors. As inhibitors the authors suggest three 1—2 disubstituted imidazolinic derivatives.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 352—357

DC : 661.665.1

Ripoşan, I. and Chişamera, M. : **Acid cupola cast iron desulphurizing under the action of the special briquettes made of metallurgical silicon carbide**

In the acid cupolas have been used 1,7 — 2,0 % special briquettes made of metallurgical silicon carbide (SiC — BC), with autoflux action, with 40—50 % Si and 20 — 25 %C. At the same time, silicon and carbon alloy (70—75 % assimilation) and cast iron desulphurizing (Cu 30—60 %) were performed, the final sulphur content of cast iron lowers from 0,1—0,24 % S to 0,045 — 0,10 % C. SiC — BC briquettes replace FeSi for the silicon alloying of cast iron, by contributing to the increase of the CaO activity and to the decrease of FeO activity in slag, which intensifies the cast iron desulphurizing under the limestone action.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 358—363

DC : 621.744.5

Ene V. : **Tensiometry and micrometry used to point out the vibrocompacty of the granulary materials used at special forming processes**

The paper presents the way in which the vibrocompactity of the granulary materials is pointed out. These materials are used to manufacture special moulds.

The paper presents the laboratory equipment for vibrocompactity as well as the necessary testing equipment for the vibrocompactity level.

The author presents certain experimental results obtained at the Braşov University, based on the above mentioned method.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 364—368

DC : 669.1 : 621.746.464

Bratu, C., Sofroni, L., Ştefănescu, Fl. and Săbău, Teodora : **Metal consumption reduction in steel castings by the use of high temperature exothermal risers (II)**.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 369—372

INHALT

DK : 669.054.11

Dragomir, I., Rusu, E. und Nicolae, Maria : **Erforschung der physikalisch-chemischen Eigenschaften einiger oxydischen Schlacken mit dem Ziel des Einsatzes beim Elektro-Schlackeumschelzverfahren**

In der Arbeit wird ein Studium bezüglich einer Anzahl von sieben Schlacken aufgrund von CaF_2 — Gemischen und zwei, drei Oxyden dargestellt, indem die Versuchsergebnisse betreffs der Zähigkeit, der oberflächlichen Spannung, der Dichte und der elektrischen Leiftfähigkeit angeführt werden.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 325—327

DK : 669.162.262

Dobrovici, D., Constantin, N., Vizanle—Soil, L., Geantă, V., Hriţac, Mariana und Hriţac, M. : **Einige Informationen betreffs des Einsatzes, bei der Begichtung des Hochofens, der schwer schmelzbaren Werkstoffe, mit dem Ziel des Schutzes der Tiegel — und Herdzustellung**

Die Arbeit zeigt die Möglichkeiten des Schutzes der feuerfesten Zustellung des Tiegels und des Herdes, durch Abscheidung in diesen Zonen, von Titanverbindungen. Die betreffenden Zonen entstammen aus dem Titanerz das im Hochofenmöller eingesetzt wird; es werden die verfahrenstechnischen Grenzen der Titanerzusätze, sowie einige Schlussfolgerungen dargestellt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 328—331

DK : 539.371 : 621.643

Chelu, Gh. und Dumitrescu, A.T. : **Fliessen des Werkstoffs während dem Warmstrangpressen der Rohre**

In der vorliegenden Arbeit werden die Versuchsergebnisse der experimentellen Untersuchungen, betreffs der Festsetzung der Fliessweise des Werkstoffs während des Warmstrangpressens der Rohre dargestellt; der Werkstoff fliesst durch die Formänderungsfeuerung gemäss einiger cosinusoidalen Leitlinien. Es wurde festgestellt, dass die Reibung zwischen dem Halbzeug und dem Dorn nur auf einer Fläche der Formänderungsfeuerung stattfindet; und zwar nur in der Kalibrierungszone der Matritze. Der maximale Fliesswinkel, im Falle des Einsatzes der ebenen Matritzen, ist kleiner als 85°; es ist ein Winkel das dank der Gegenwart der Schmierungsglasscheiben erzielt wurde.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 332—335

DK : 621.318

Kappel, W., Roman, P. und Ciofu, V. : **Rumänische Fortschritte im Bereich der Permanentmagnete mit einer grossen magnetischen spezifischen Energie**

Anhand eigener Erforschungen wurden $SmCo_5$, CeMMCo$_5$, (Sm — Pr) Co$_5$ und $Nd_{15}Fe_{77}B_8$ — Permanentmagnete, hergestellt.

Die Erforschungen haben als Ziel die Entwicklung der Sm_2Co_{17}—Werkstoffe mit koerzitives Feld und Verbesserung der Stabilität der Temperatur, der NdFeB—Permanentmagnete, als billigste Magnete mit spezifische, maximale, hohe, magnetische Energie.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 336—339

DK : 669.15—194.55

Cosmeleaţă, Georgeta, Marin, M. und Bane, M. : **Das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften eines rostfreien martensitischen, durch Abscheidung gehärteten Stahls**

In der vorliegenden Arbeit werden das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften eines rostfreien martensitischen durch Abscheidung gehärteten Stahls, das in der Luftfahrtindustrie eingesetzt wird, dargestellt.

Es werden ebenfalls die Wärmebehandlungsbedingungen, die für die Erzielung der optimalen mechanischen Eigenschaften des Einsatzes des Stahls im Luftfahrzeugbau notwendig sind, dargestellt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 340—343

DK : 621.791 : 621.791.037.2

Pascu, R. und Pascu, Mihaela : **Erforschungen bezüglich des metallurgischen Verhaltens beim Elektronenstrahlschweissen von legierten Stählen**

Im Beitrag werden die Erforschungsergebnisse bezüglich des metallurgischen Verhaltens beim Elektronenstrahlschweissen der CVO$_6$, 51VCr11A und der Rp5—Stähle dargestellt, die bei der Herstellung von Sägeblättern für Maschinen zum Schneiden von Metallwerkstoffen benützt werden.

Zusammenfassend wird geschätzt, dass das Elektronenstrahlschweissen der erwähnten Stähle ein hochqualitatives Niveau hat.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 344—347

DK : 620.193.5

Zamfir, Simona und Udrescu, Lucian : **Mathematisches Modell für die Bestimmung des Korrosionswiderstands eines monophasischen Messings das günstig für CTE-Wärmetauschern ist**

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 348—351

DK : 620.193.41

Landauer, Ortansa, Iulian, Olga, Constantinescu, Maria : **Verhindern der Stahlkorrosion im Chlorwasserstoffmedium**

Die Arbeit gibt einige gravimetrische und elektrochemische Untersuchungen zur Korrosion des OL37—Stahls in Chlorwasserstoffmedien mit Hemmstoffe wieder. Als Hemmstoffe werden drei imidasolinische 1- 2 bisubstituierte Derivate vorgeschlagen.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 352—357

DK : 661.665.1

Ripoşan, I. und Chişamera, M. : **Roheisenentschwefelung im sauren Kupolofen unter der Einwirkung der speziellen metallurgischen Karborundbriketten**

Im sauren Kupolofen wurden 1,7 — 2,0 % spezielle metallurgische Karborundbriketten (SiC—BC) selbstschlackenbildender Einwirkung, mit einem Inhalt von 40 — 50 % Si und von 20 — 25 %C eingesetzt. Gleichzeitig wurde das Legieren mit Silizium und Kohlenstoff (70 — 75 % Assimilierung) sowie die Roheisenentschwefelung (mit 30 — 60 %), wobei der Schwefelendgehalt des Roheisens von 0,1 — — 0,24 % S bis 0,045 — 0,10 % S abnahm. Die SiC — BC Briketten ersetzen FeSi beim Legieren der Roheisens mit Silizium. So tragen sie bei der Frhöhung der CaO—Aktivität und bei der Verminderung der FeO—Aktivität in der Schlacke bei, was die Entschwefelung des Roheisens unter der Einwirkung des Kalks verstärkt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 358—363

DK : 621.744.5

Ene, V. : **Dehnungsmesser — und Mikrometertechnik die bei der Hervorhebung der Schwingkompaktität der körnigen Werkstoffe bei speziellen Umformungsverfahren eingesetzt werden**

Die Arbeit behandelt die Art in welcher die Schwingkompaktität der körnigen Werkstoffe bei der Herstellung der speziellen Giessformen ausgeübt wird.

In der vorliegenden Arbeit wird die Laborapparatur für Schwingkompaktierung und Testierung des Schwingkompaktierungniveaus dargestellt.

Es werden ebenfalls die Untersuchungsergebnisse, die beim Kateder für technologische Ausrüstungen aus der Braşov—Universität, mittels der angeführten Methode erzielt wurden, dargestellt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 364—368

DK : 669.1 : 621.746.464

Bratu, C., Sofroni, L., Ştefănescu, Fl. und Săbău, Teodora : **Verminderung des Metallverbrauchs bei den stranggegossenen Werkstücken durch Einsatz von exothermen Gussköpfen mit einem hohen Temperaturgradient** (2. Teil)

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 369—372

SOMMAIRE

CD : 669.054.11

Dragomir, I., Rusu, E., Nicolae, Maria et *Suciu, L.* : **L'étude des propriétés physiques et chimiques de certains laitiers oxydiques utilisés à la refusion électrique sous laitier**

Les auteurs analysent sept types de laitiers à base de melanges de CaF et de deux, trois et quatre oxydes, tout en présentent les résultats expérimentaux concernant les suivantes propriétés : viscosité, tension superficielle, densité et conductivité électrique.

Metalurgia 42 (199, nr. 7, p. 325—327

CD : 669.162.262

Dobrovici, D., Constantin, N., Vizante-Soit, I., Geantă, V., Hriţac, Mariana et Hriţac, M. : **Aspects concernant l'utilisation dans la charge de haut fourneau des matières à haut point de fusion afin de proteger le revêtement du creuset et de la sole**

Les auteurs présentent les possibilités de protejer le revêtement refractaire du creuset et de la sole par la dépo sition des composants du titane provenant des minerais titanifères utilisés dans la charge de haut fourneau. On mentionne les limites technologiques des additions de minerais titannifères, les conclusions tirées à la suite des recherches en laboratoire et des expériments efectués en haut fourneau.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 328—331

CD : 539.371 : 621.643

Chelu, Gh. et Dumitrescu, A.T. : **L'écoulement du matériel au cours de l'extrusion à chaud des tubes**

Les auteurs présentent les résultats des recherches expérimentales concernant la détermination de l'écoulement du matériel au cours de l'extrusion à chaud des tubes. On a constaté que le matériel s'écoule dans le centre de déformation conformément aux trajectoires cosinusoidales et que le frottement entre le demiproduit et le mandrin n'a lieu que sur une certaine zone du centre de déformation à savoir dans la zone de calibrage du moule ; l'angle d'écoulement, dans le cas de l'utilisation des moules planes est de maximum 85 ; cet angle est obtenu à cause de la présence du disque de verre pour lubrification.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 332—335

CD : 621.318

Kappel, W., Roman, P. et Ciofu, V. : **Progrès enregistrés en Roumanie dans le domaine des aimants permanents à haute énergie magnétique spécifique**

A la suite des recherches effectuées, on a fabriqué des aimants permanents $SmCO_5$, $CeMMCO_5$, $(Sm—Pr)Co_5$ et $Nd_{15}F_{77}B_8$ ayant des caractéristiques simillaires aux caractéristiques mentionnées dans la littérature de spécialité.

Le but des recherches est de fabriquer des aimants Sm_2CO_{17} à champ coercitif élevé et d'améliorer la stabilité des aimants permanents NdFeB ayant le prix le plus bas des aimants des dernières générations.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 336—339

CD : 669.15 — 194.55

Cosmeleaţă, Georgeta, Marin, M., Bane, M. et Cosmeleaţă, N. : **La structure et les propriétés mécaniques de l'acier inoxydable martensitique à durcissement par précipitation**

L'article présente la structure et les propriétés mécaniques de l'acier inoxydable martensitique à durcissement par précipitation, utilisé dans l'industrie aéronautique.

On mentionne les conditions du traitement thermique appliqué afin d'obtenir les propriétés mécaniques optimum de l'acier utilisé en aéronautique.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 340—343

CD : 621.791 : 621.791.037.2

Pascu, R. et Pascu, M. : **Recherches sur le comportement métallurgique au soudage par faisceau d'électrons de quelques aciers alliés**

On présente les résultats des recherches sur le comportement métallurgique au soudage par faisceau d'electron des aciers CVO6, 51VCr11A et R 5 utilisés à la fabrication des lames de scie pour les machines à couper les matériaux métalliques.

On estime que le soudage par fisceau d'électrons des aciers mentionnés permet la fabrication des lames de scie ayant un niveau qualitatif correspondant à celui des lames en acier fortement allié.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 344—347

CD : 620.193.5

Zamfir, Simona et Udrescu, Lucian : **Modèle mathématique concernant la détermination de la résistance à la corrosion de certains laitons monophasiques destinés aux échangeurs de chaleur**

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 348—351

CD : 620.193.41

Landauer, Ortansa, Iulian, Olga, Constantinescu—Manea, Maria et Lupu, Angela : **Inhibition de la corrosion des aciers en milieu d'acide chlorhydrique**

L'article présente des testes gravimetriques et électrochimiques de corrosion de l'acier OL 37 en milieu d'acide chlorhydrique à inhibiteurs. On propose comme inhibiteurs trois dérivés imidasolyniques 1 — 2 disubstitués.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 352—357

CD : 661.665.1

Riposan, I. et Chişamera, M. : **La désulfuration de la fonte en cubilot acide, sous l'action des briquettes spéciales de carbure de silicium métallurgique**

On a utilisé dans les cubilots acides 1,7 — 2,0 % de briquettes spéciales de carbure de silicium métallurgique (SiC—BC) à action autofondante, qui contiennent 40 — 50 % Si et 20 — 25 % C. On a realisé en même temps l'alliage par silicium et par carbon (assimilation 70 — 75 %) et la désulfuration des fontes (par 30 — 60 %), ce qui a déterminé la réduction de la teneur finale en souffre des fontes de 0,1 — — 0,24 % S à 0,045 — 0,10 %S. Les briquettes SiC—BC remplacent FeSi pour l'alliage de la fonte par le silice, tout en contribuant à l'augmentation de l'activité du CaO et à la diminution de l'activité du FeO dans le laitier, ce qui intensifie la désulfuration de la fonte sous l'action du calcaire.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 358—363

CD : 621.744.5

Ene, V. : **La tensometrie et la micrometrie appliquées pour mettre en évidence la vibrocompactité des matériaux granulaires utilisés aux processus spéciaux de moulage**

L'article analyse la manière de mettre en évidence la vibrocompactité des matériaux granulaires utilisés pour l'exécution de certains moules spéciaux.

L'auteur présente l'instrumentation de laboratoire pour vibrocompactage de même que l'instrumentation pour tester le niveau de vibrocompactage.

On présente également certains résultats expérimentaux obtenus à l'Université de Braşov.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 364—368

CD : 669.1 : 621.746.464

Bratu, C., Sofroni, L., Ştefănescu, Fl. et Săbău, Teodora : **La diminution de la consommation de métal pour les pièces coulées en acier par l'utilisation des masselotes exothermes à haut gradient de température** (deuxième partie).

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 369—372

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.054.11

Драгомир, И., Русу, Е., Николае, Мария и Сучу, И.:

Изучение физико-механических свойств оксидных шлаков для применения при электрошлаковом переплаве

В работе представлено проведенное изучение на семи шлаках на основе смесей CaF_2 и двух, трех, четырех окислях, представляя экспериментальные результаты относительно вязкости, поверхностного напряжения, плотности и электропроводности.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 325—327

ДК: 669.162.262

Добрович, Д., Константин, Н., Визанпе-Шойт, И., Джеантэ, В., Хрицак, Мариана и Хрицак, М.:

Информации по использованию в шихте доменной печи тугоплавких материалов для защищения футеровки тигля и подины

Работа представляет возможности защиты огнеупорной футеровки тигля и подины доменной печи осаждением в этих зонах соединений титана. Они являются происхождением титаносодержащей руды, используемая в шихте доменной печи; представлены технологические пределы добавки титаносодержащих руд, полученные выводы лабораторных исследований и проведенных экспериментов на мировом уровне в доменных печах.

Metalurgia 42 (1990), nr. 7, p. 328—331

ДК: 539.371: 621.643

Келу, Г. и Думитреску, А.Т.: **Течение материала при орячем выдавливании труб**

В работе представлены результаты экпериментальных исследований относительно определения способа течения материала при горячем выдавливании труб; материал течет в очаг деформации по косинусоидальной траектории. Установлено, что трение между заготовкой и оправкой происходит только в зоне калибровке штампа, а максимальный угол течения при применении плоских штамп под 85°, угол полученный из-за присутствия стеклянного диска смазки.

Metalurgia 42(1990), nr. 7, p. 332—335

ДК: 669.15—194. 55

Кошмеляцэ, Джеорджета, Марин, М., Бане, М. и Кошмеляцэ, Н. **Структура и механические свойства мартенситной нержавеюжей стали дисперсным твердением**

В работе представлены структура и механические свойства матренситной нержавеющей стали дисперсным твердением, используемая в аэронавтике.

Изложены и условия термической обработки, определенные для составления оптимального комплекса механических свойств, необходимые применению стали в аэронавтике.

Metalurgia 42(1990), nr. 7, p. 340—343

ДК: 621.791: 621.791.037.2

Паску, Р. и Паску, Михаела: **Исследования по металлургическому поведению легированных сталей при электроннолучевой сварке**

Представлены результаты исследований по металлургическому поведению при электроннолучевой сварке сталей CV06, 51VCrПА и Rp5 использованных при производстве пил режущих машин для металлических материалов. Элекроннолучевая сварка указанных сталей позволяет изготовление режущих пил, соответствующих качественному уровню пил, изготовленных из высоколегированных сталей.

Metalurgia 42(1990), nr. 7, p. 344—347

ДК: 620.193.5

Замфир, Симона и Удреску, Лучиян: **Математическая модель относительно определения коррозионной стойкости монофазной латуни для теплообменников теплоэлектростанций**

Metalurgia 42(1990), nr. 7, p. 348—351

ДК: 620.193.41

Ландауер, Ортанса, Юлиян, Ольга, Константинеску-Манеа, Мария и Лупу, Анджела: **Замедление коррозии сталей в среде соляной кислоты**

Работа представляет гравиметрические и электрохимические тесты коррозии сталей OJI37 в средах соляной кислоты с ингибиторрами. В качестве ингибиторов предложены три имидазольных производных 1—2 двузамещенных.

Metalurgia 42(1990), nr. 7, p. 352—357

ДК: 661.665.1

Рипочан, И. и Кишамера, М.: **Обессеривание чугуна в кислотных вагранках под влиянием специальных брикетов из металлургического карбида кремния**

В кислотных вагранках использованы 1,7—2.0% специальных брикетов из металлургического карбида кремния (SiC—BC) с самофлюсующимся действием, содержащей 40—50% Si и 20—25%C. Одновременно было реализовано легирование кремнием и углеродом (усвоение 70—75%) и обессеривание чугуна и снижение от 0,1—0,24% до 0,045—0,10 % S. Брикеты SiC — BC заменяют FeSi для легирования чугуна кремнием способствуя повышению действия CaO и снижению действия FeO в шлаке, что усиляет обессеривание чугуна под влиянием известняка.

Metalurgia 42(1990), nr. 7, p. 358—363

ДК: 621.744.5

Ене, В.: **Применение тензометрии и микрометрии при выявлении виброкомпактности зернистых материалов, используемые при специальных способах формовки**

Работа трактует способ с помощью которого выявляется виброкомпактность зернистых материалов используемые при сооружении специальных форм.

В работе представлена лабораторная аппаратура для виброуплотнения, а также и необходимая аппаратура наладки уровня виброуплотнения.

Также представлены некоторые полученные экспериментальные результаты кафедры Технологического оборудования университета Брашов соответственно представленному методу.

Metalurgia 42(1990), nr. 7, p. 364—368

ДК: 669.1:.621.746.464

Брату, К. Софрони. Л. Штефэнеску, Ф., и Сэбэу, Теодора: **Снижение расхода металла стальных отливок применением экзотермических прибылей с высоким температурным градиентом (II)**

Metalurgia 42(1990), nr. 7, p. 369—372

METALURGIA 7
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE 1990

Dr. ing. I. Dragomir, dr. ing. E. Rusu
și dr. ing. Maria Nicolae
Institutul Politehnic București
fiz. I. Suciu ICEM

Studiul proprietăților fizico-chimice ale unor zguri oxidice în vederea utilizării lor la retopirea electrică sub zgură

CZ :669.054.11

La retopirea electrică sub zgură a lingourilor de oțel utilizarea cea mai largă o au zgurile din sistemele CaF_2—Al_2O_3 și CaF_2—CaO cu conținuturi ridicate de CaF_2 (70%). Ele prezintă însă o serie de inconveniente [1], care stimulează cercetările pentru găsirea altor tipuri de zguri.

Avînd în vedere această situație, în lucrarea de față a fost studiat un număr de șapte zguri pe bază de amestecuri de CaF_2 și doi, trei, patru oxizi, prezentîndu-se rezultatele experimentale referitoare la viscozitate, tensiune superficială, densitate și conductibilitate electrică.

Modul de lucru

Zgurile au fost topite în creuzete de grafit cu compactitate și rezistență ridicate. Compoziția lor chimică este prezentată în tabelul 1.

Determinările au fost efectuate la un cuptor Tamman. Viscozitatea a fost determinată cu un viscozimetru electrovibratoriu, tensiunea superficială și densitatea prin metoda presiunii maxime în bula de gaz (azot), iar conductibilitatea electrică prin metoda voltmetru-ampermetru, cu celulă de tip electrod-electrod.

Tabelul 1

Compoziția chimică a zgurilor experimentale

Nr. zgurii	Compoziția chimică, %				
	CaF_2	CaO	Al_2O_3	SiO_2	MgO
1	40	40	20	—	—
2	50	40	10	—	—
3	40	25	15	20	—
4	30	30	30	10	—
5	40	36	30	—	4
6	19	15,5	40	20,5	5
7	40	25	15,5	15	4,5

Experimentările au fost efectuate în Laboratorul de Teoria proceselor siderurgice al Catedrei de siderurgie.

Determinările au fost efectuate într-un domeniu de temperatură cuprins între 1 450 și 1 600°C.

Rezultate experimentale

Valorile *viscozității* sînt prezentate în tabelul 2.

În vederea comparării acestor valori, în tabelul 3 sînt redate valorile proprietăților zgurii ANF_6-ICEM care are următoarea compoziție: 72,3% CaF_2; 24,7% Al_2O_3; 1,2% CaO; 0,4% SiO_2; 0,37% FeO; 0,05% MnO; 0,4% MgO; 0,05% P și 0,12%S.

Tabelul 2

Viscozitatea zgurilor

Nr. zgurii	Viscozitatea, $10 \cdot \frac{N \cdot S}{m^2}$ (p_z), °C		
	1450	1500	1600
1	—	1,20	0,75
2	—	1,02	0,68
3	—	1,56	1,00
4	—	1,5	0,92
5	—	1,25	0,81
6	3,65	2,02	1,35
7	2,80	1,53	0,96

Pe baza lor, în figura 1 sînt prezentate politermele viscozității acestor zguri.

În comparație cu zgura ANF_6—ICEM, zgurile studiate sînt mai vîscoase, dar aceasta nu este în detrimentul retopirii ei, ci dimpotrivă, deoarece o viscozitate mai mare favorizează formarea unor picături mai mici de oțel și o durată mai mare de contact între picăturile de oțel și zgura lichidă; toate acestea contribuie la o mai completă eliminare a incluziunilor nemetalice din oțel și la o mai bună desulfurare.

Din datele prezentate rezultă că zgurile nr. 1, 5 și 7 au, în general, viscozități mici variind de la 1,02 la 1,56 poise la temperatura

de 1 500 °C și de la 0,68 la 1 poise la 1 600°C, viscozitatea cea mai mică : 1,02 poise la 1600°C, respectiv, 0,68 poise la 1600°C o are zgura nr. 2, fapt explicabil prin aceea că această zgură are conținutul cel mai ridicat de CaF_2.

Zgura nr. 6 are valori ale viscozității sensibil mai mari decît ale celorlalte, datorită conținutului de CaF_2 mult mai mic (19%) și a conținuturilor de SiO_2 și MgO mai mari (20,5 și 5%).

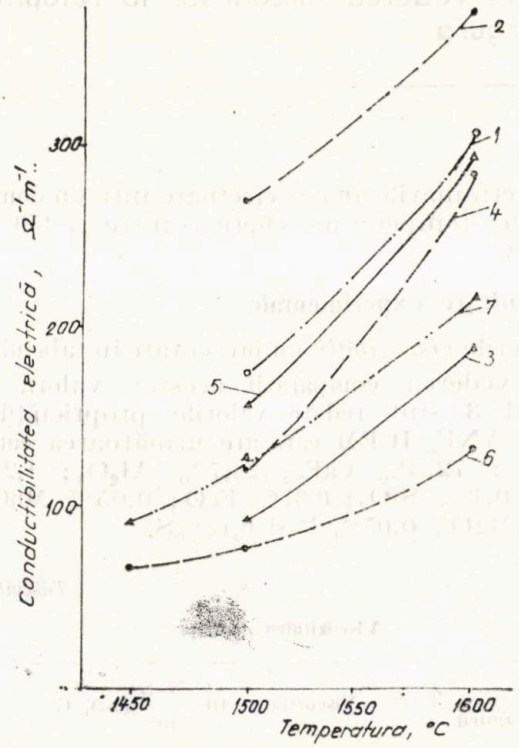


Fig. 1. Variația viscozității în funcție de temperatură

Tabelul 3

Proprietățile zgurii ANF_6 (ICEM)

Viscozitatea (poise), °C		Tensiunea superficială mJ/m², °C		Densitatea g/m³, °C	Conductibilitatea electrică $\Omega^{-1}m^{-1}$, °C	
1 500	1 550	1 460	1 515	1 600	1 500	1 550
0,19	0,13	357	351	2,90	370	465

Mărirea conținutului de SiO_2 pe seama scăderii concentrațiilor de CaF_2 duce la creșterea viscozității zgurilor, așa cum se observă la zgurile nr. 4, 3 și 6. Se constată că introducerea a 4% MgO pe seama scăderii conținutului de CaO duce la creșterea viscozității zgurii : de la 1,2 (zgura nr. 1) la 1,25 Poise (zgura nr. 5) la 1 500°C și de la 0,75 (zgura nr. 1) la 0,81 poise (zgura nr. 5) la 1 600°C. Înlocuirea SiO_2 prin introducerea a4,5%MgO duce la o ușoară scădere a viscozității zgurii : de la 1,56 (zgura nr. 3) la 1,53 poise (zgura nr. 7) la 1 500 °C și de la 1,0 (zgura nr. 3) la 0,96 poise (zgura nr. 7) la 1 600°C.

Tensiunea superficială și densitatea

Rezultatele experimentale obținute pentru tensiunea superficială și densitatea zgurilor sînt prezentate în tabelul 4.

Din datele prezentate rezultă că toate zgurile analizate au o tensiune superficială și densitate mai mare decît zgura ANF_6(ICEM), ceea ce are o influență pozitivă asupra calității oțelului retopit, deoarece se micșorează pericolul impurificării lui cu incluziuni nemetalice.

Tabelul 4

Tensiunea superficială și densitatea zgurilor

Nr. zgurii	Tensiunea superficială, mJ/m² °C		Densitatea, g/cm³, °C
	1500	1600	1600
1	388	368	2,95
2	372	356	3,0
3	380	370	3,1
4	406	395	3,08
5	384	376	2,98
6	427	400	3,20
7	390	375	3,08

Dintre toate topiturile studiate, zgura nr. 3 are tensiunea superficială cea mai scăzută : 372 mJ/m² la 1 500°C și 356 mJ/m² la 1 600°C ca urmare a conținutului său mai ridicat de CaF_2 (50%). Introducerea de SiO_2 în zgură pe seama reducerii conținutului de CaF_2 duce la creșterea tensiunii superficiale de la 390 mJ/m² la 1 500°C și 375 mJ/m² la 1 600°C (zgura nr. 7) la 427 mJ/m² la 1 500 °C și respectiv 400 mJ/m² la 1 600°C (zgura nr. 6) ; aceasta se explică prin faptul că CaF_2 este un element mai tensioactiv decît SiO_2.

Conductibilitatea electrică

Rezultatele privind dependența de temperatură a conductibilității electrice sînt prezentate în tabelul 5 și figura 2.

Tabelul 5

Conductibilitatea electrică a zgurilor

Nr. zgurii	Conductibilitatea electrică, Ω^{-1} m^{-1}, °C		
	1 400	1 500	1 600
1	—	185	310
2	—	272	375
3	—	96	185
4	—	121	282
5	—	158	294
6	65	80	130
7	90	125	215

Se observă faptul că, dintre zgurile luate în studiu, zgura nr. 2, care are conținutul de $CaFe_2$ cel mai mare (50%), are conductibilitatea electrică cea mai ridicată: $272\Omega^{-1}m^{-1}$ la 1 500°C și $425\ \Omega^{-1}m^{-1}$ la 1600°C.

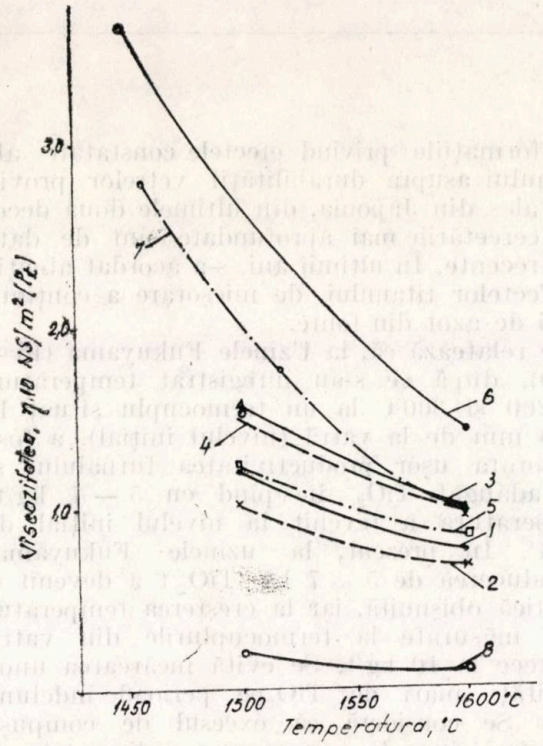


Fig. 2. Dependența conductibilității electrice a zgurilor de temperatură

Prin înlocuirea CaF_2 cu SiO_2 conductibilitatea electrică scade, așa cum se constată la zgurile nr. 2, 3, 4 și 7. Zgura nr. 6 are conductibilitatea electrică cea mai mică: $80\Omega^{-1}m^{-1}$ la 1 500°C și $130\Omega^{-1}\ m^{-1}$ la 1 600°C, datorită concentrației foarte scăzute de CaF_2 (19%), conținutului cel mai ridicat de SiO_2 (20,5%) și a concentrației relativ mari de MgO (5%).

Zgurile analizate au o conductibilitate electrică mai mică decît zgura ANF_6 (ICEM), dar aceasta nu este în detrimentul procesului de retopire, deoarece scăderea conductibilității electrice duce la scăderea consumului de energie cu cel puțin 20%.

Concluzii

Zgurile care pot fi luate în considerație pentru utilizare la retopirea electrică sub zgură sînt zgurile nr. 1, 5, și 7.

Zgura nr. 6 nu poate fi folosită în acest scop, datorită atît viscozității prea ridicate, cît și conductibilității electrice prea scăzute.

BIBLIOGRAFIE

[1] Oghino, Kadzumi, Kara, Sigata *Tetsu-to hagane*. În: Iron and Steel Inst., Jap., Japonia, 1979, 65. nr. 8.

[2] Moisov, L. P., Burilov, B. P. *Termodinamika oksidnoftoridni sistem*. În: Iz. VUZ., Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 6, 1979.

[3] Contract de cercetare, nr. 37—7/1987, I.P.B.—ICEM.

[4] Contract de cercetare, nr. 35—9—11/1989. I.P.B.—ICEM.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 12, 1989

Studierea arderii combustibilului sub formă de praf de cărbune în creuzetul furnalului la îmbogățirea cu oxigen a aerului insuflat, p. 3 — Comportarea minereului de fier în cadrul proceselor de elaborare în furnal, p. 7 — Dimensiunea „răsuflătorii" centrale de la coloana materialelor care formează încărcătura în furnal, p. 13 — Prelucrarea complexă a deșeurilor cu conținut de wolfram cu aer insuflat intensiv la temperaturi înalte, p. 17 — Lingouri orizontale pentru fabricarea tablelor și a plăcilor, p. 20 — Prevenirea formării urșilor la lăncile de suflare a oxigenului, p. 22 — Separarea zgurii de cuptor la evacuarea din agregatele cu un singur jgheab pentru elaborarea oțelului, p. 25 — Turnarea lingourilor din oțel, calmate chimic cu ferotitan pentru emailare, p. 26 — Elaborarea oțelului aliat prin metoda retopirii electrice sub zgură a aschiilor, p. 26 — Formarea lingoului în procesul de retopire sub vid cu doi electrozi, p. 30 — Evaporarea magneziului în cadrul topirii cu curent de inducție sub vid, p. 31 — Caracteristicile gazodinamice și regimul de temperatură ale elaborării silicomanganului în cuptoare electrice închise pentru reducerea minereurilor, p. 34 — Laminarea oțelurilor cu tendință la lărgire crescută, pe laminorul cu caje paralele, p. 38 — Calibrarea profilului BK-170, pentru partea laterală a jgheabului transportorului de cărbune, p. 41 — Capacitatea portantă a profilurilor fasonate cu pereți subțiri, p. 43 — Particularități de control al proprietăților laminatelor de metal în cadrul fluxului de producție, p. 95 — Utilizarea unei emulsii noi la linia de laminare la rece cu patru caje, p. 49 — Perfecționarea tehnologiei de spălare a benzilor decapate pe agregatele de decapare cu acid clorhidric, p. 50 — Dispozitive noi de etanșeizare pentru rulmenții cajelor de laminor, p. 52 — Fabricarea țevilor pentru cazane din oțel de convertizor 20, p. 54 — Sudarea de înaltă frecvență a țevilor fără bavuri interioare, p. 56 — Îmbunătățirea calității suprafeței interioare a țevilor prin lustruirea oxidarea dornurilor, p. 60 — Influența parametrilor de laminare asupra rezistenței la oboseală a benzii de înaltă rezistență, p. 61 — Experiența utilizării încălzirii cu plasmă la tratamentul termomecanic al sîrmei, p. 63 — Răcirea accelerată a tablelor groase slab aliate la normalizare, p. 64 — Oțel pentru șine cu rezistență ridicată, p. 67 — Tratamentul la rece al oțelului nealiat electrotehnic, p. 70 — Rezistența la coroziune a țevilor de tubaj sudate din oțel 22GIu, p. 72 — Îmbunătățirea compoziției chimice a oțelurilor carbon pentru scule, p. 74 — Studierea extruziunii capsulelor acoperite cu aluminiu, p. 75 — Executarea pieselor din oțeluri carbon din pulberi cu utilizarea încovoierii, p. 77 — Perspectivele utilizării deșeurilor rezultate din producția de piese mărunte, p. 79 — Elaborarea și introducerea normelor de productivitate a agregatelor pentru fabricarea țevilor, p. 81 — Încălzirea experimentală a zidăriei oalelor pentru turnarea oțelurilor, p. 83 — Stabilirea duratei optime a campaniei, în funcție de grătarele de regenerator ale cuptoarelor Martin, p. 85 — Prelucrarea termică fără deșeuri a arsurilor cu conținut de apă și ulei, p. 88.

Informații asupra utilizării în încărcătura furnalului a materialelor greu fuzibile, în scopul protejării căptușelii creuzetului și vetrei

Ing. D. Dobrovici, ing. N. Constantin, dr. ing. I. Șoit-Vizante și ing. V. Geantă
Institutul Politehnic București
ing. Mariana Hriţac și ing. M. Hriţac
ICEM

Z: 669.162.262

Protejarea căptușelii refractare a creuzetului și vetrei împotriva acțiunii agresive a fontei și zgurii se realizează în mod obișnuit prin răcirea cu apă a zidăriei, iar controlul și urmărirea progresării uzurii se efectuează cu izotopi radioactivi și prin măsurarea temperaturilor în vatră cu ajutorul termocuplurilor.

În ultimele decenii, mai ales după generalizarea căptușelilor carbonice la vatra-creuzet, s-a acordat o atenție atît de mare depunerilor de carbon sub formă de grafit pe pereții inferiori ai creuzetului, încît a intrat în practica curentă ca, după punerea în funcțiune a unui furnal, acesta să elaboreze timp de 10—15 zile fontă cenușie. Nu s-a acordat vreo atenție deosebită posibilităților de depunere a unor compuși greu fuzibili, deși exista suficientă practică în lume privind elaborarea fontei din încărcătură de minereuri care conțin titan și vanadiu (U.R.S.S. — titanomagnetite, Suedia, Germania etc.). S-a acordat atenție mai ales influențelor asupra viscozității zgurilor [5] —[8].

Informațiile privind efectele constatate ale titanului asupra durabilității vetrelor provin mai ales din Japonia, din ultimele două decenii; cercetările mai aprofundate sînt de date mai recente. În ultimii ani, s-a acordat atenție și efectelor titanului de micșorare a conținutului de azot din fonte.

Se relatează că, la Uzinele Fukuyama (Fi — 1969), după ce s-au înregistrat temperaturi de 200 și 300°C la un termocuplu situat la 1000 mm de la vatră (nivelul inițial), a fost micșorată ușor productivitatea furnalului și s-a adăugat TiO_2 începînd cu 5 — 7 kg/t, temperatura a revenit la nivelul inițial de 100°C. În prezent, la uzinele Fukuyama, introducerea de 5 — 7 kg TiO_2/t a devenit o practică obișnuită, iar la creșterea temperaturilor măsurate la termocuplurile din vatră se trece la 10 kg/t. Se evită încărcarea unor cantități mari de TiO_2pe perioade îndelungate. Se consideră că excesul de compuși titaniferi duce la o asemenea sedimentare a carbonitrurii de titan la suprafața bucăților de cocs din zona centrală a creuzetului și etala

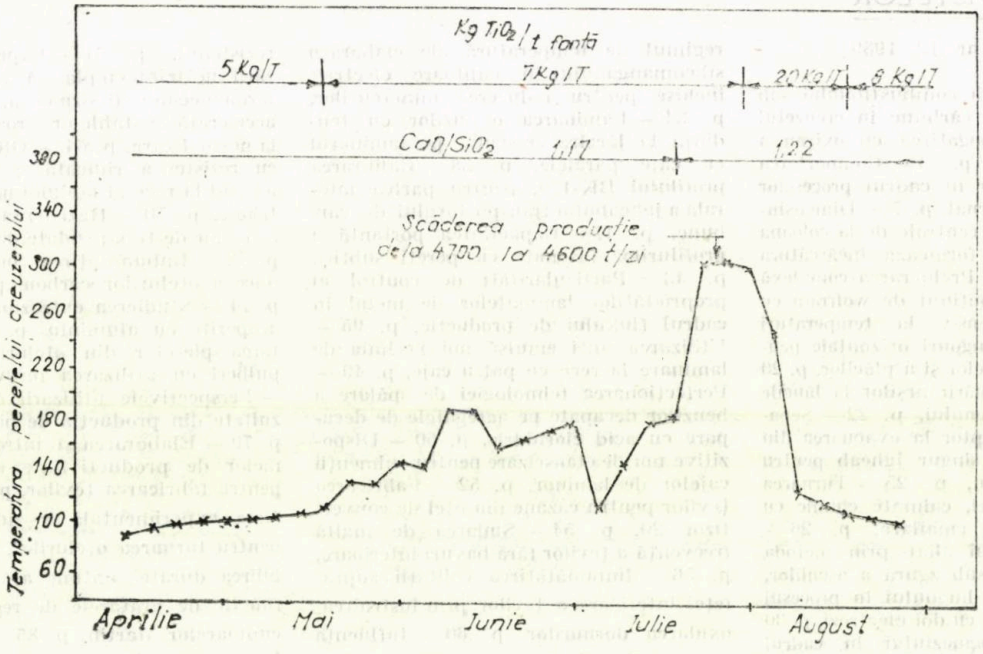


Fig. 1. Măsurătorile efectuate în anul 1969 privind creșterea temperaturii peretelui creuzetului la furnalul nr. 1 de la Fukuyama

jului, încît scurgerea zgurii și circulația gazelor prin această zonă pot deveni dificile.

La Uzina Kashima (F3—5050 m³) a fost crescut adaosul de TiO_2 de la cca 5 — 6 kg/t la peste 15 kg/t atunci cînd s-au înregistrat încălziri locale în peretele creuzetului (fig. 2). După practica stabilită aici, adaosurile mărite de TiO_2 sînt limitate la cca 15 zile.

Din U.R.S.S. este cunoscută adăugarea de concentrate cu ilmenit (1,5 — 2,5% TiO_2) și deșeuri metalice de ferovanadiu și ferotitan, la furnalele de la Combinatul metalurgic Krivorojstal, cu rezultate favorabile. Se insistă asupra avantajelor funcționării furnalelor și ale încărcării adaosurilor greu fuzibile în zona axială a gurii furnalului.

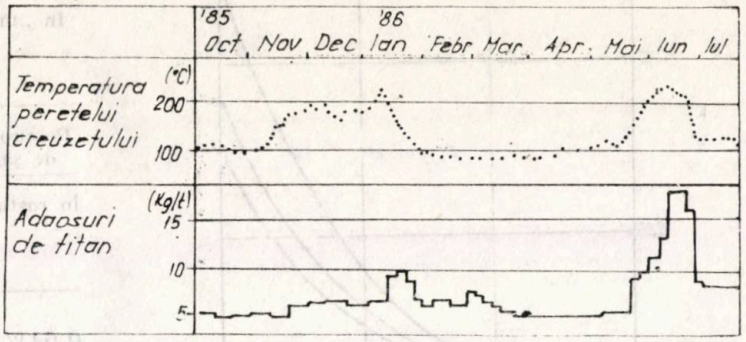


Fig. 2. Rezultatele introducerii de TiO_2 în încărcătura furnalului nr. 3 de la Kashima

O cercetare amănunțită asupra formării și depunerii carbonitrurilor de titan în creuzetul furnalului a fost efectuată la furnalul nr. 5 de la Uzina Chiba — Japonia, de 2142 m³, după oprirea acestuia pentru reparație capitală; s-a urmărit stabilirea importanței pe care o au depunerile de titan în protejarea căptușelii refractare.

Starea creuzetului după golire

Vatra creuzetului a avut inițial trei rînduri de blocuri carbonice (600 × 1200 × 800 mm) (fig. 3). După evacuarea fontei din vatră, s-a constatat că cele trei rînduri de blocuri carbonice erau dispărute; deasupra primului rînd de cărămizi de șamotă se afla un bloc de fontă solidificată cu diametrul de cca 12 m și grosimea de cca 0,5 m (fig. 3). Pe suprafața blocului de fontă din vatră se aflau resturi de fontă, de la fonta lichidă care a fost evacuată din vatră. După aspectul acestora, a rezultat că blocul de fontă se afla în stare solidă atunci cînd s-a evacuat fonta din vatră. În figura 3 jos sînt indicate grosimile blocului de fontă. Se remarcă faptul că uzura ajunsese la limita materialului carbonic (șamotă) și, la acest nivel, a progresat către manta (sus). O probă luată din blocul de fontă, împărțită pe cinci niveluri (proba 1) a prezentat un conținut de carbon de 2%, iar structura consta din perlită și cementită, fără separații de grafit.

Materialul de culoarea cuprului găsit în rosturile vetrei la mai multe furnale oprite are conținuturi mari de nitruri de titan. Titanul ajuns la locul de formare a nitrurii provine din cantitatea topită în fontă, iar azotul provine din zona de ardere din fața gurilor de vînt. Reacția titanului dizolvat cu azot este următoarea:

$$[Ti] + 1/2\ N_2 = Ti\ N$$

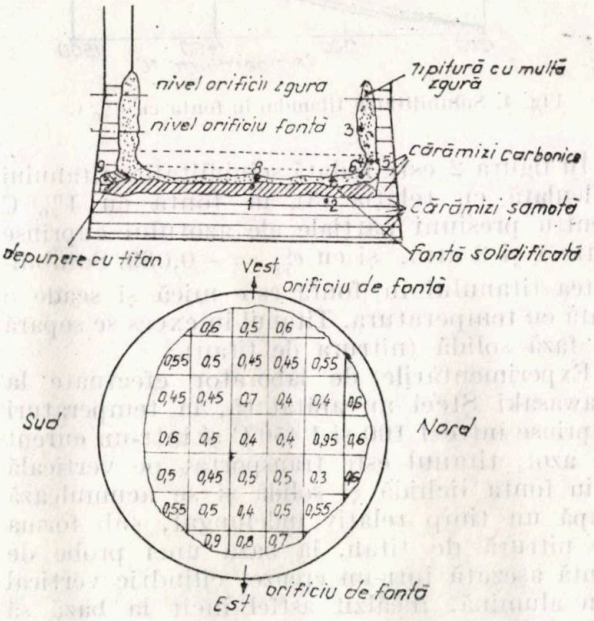


Fig. 3. Starea de uzură a vetrei furnalului și grosimea blocurilor de fontă din vatră

Produsul reacției Ti N este un corp solid, deci $S_{TIN} = 1$, iar constanta de echilibru a reacției se poate scrie:

$$\lg\ kp = -\lg a_{Ti} - 1/2\ \lg P_{N_2} \qquad (1)$$

unde: a_{Ti} este activitatea titanului în fontă și P_{N_2} este presiunea parțială a azotului. Activitatea titanului este influențată de conținutul de carbon și poate fi exprimată astfel:

$$\lg a_{Ti} = e^{C}_{Ti}\,[\%\,C] + \lg [\%\,Ti] \qquad (2)$$

unde e^{C}_{Ti} este coeficientul de activitate al carbonului [9], [10]. De aici rezultă:

$$\lg k = -e^{C}_{Ti}[\%\,C] - \lg[\%\,Ti] - 1/2 \lg P_{N_2} \quad (3)$$

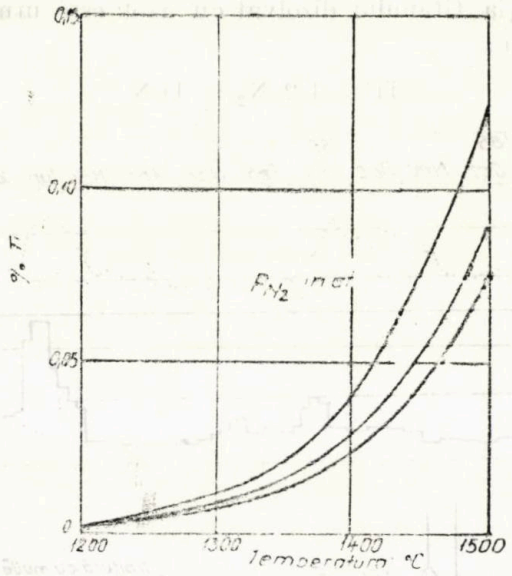


Fig. 4. Solubilitatea titanului în fonta cu 4% C

În figura 2 este redată solubilitatea titanului calculată cu relația (3), în fonta cu 4% C pentru presiuni parțiale ale azotului cuprinse între 1 și 3 atm. și cu $e^{C}_{Ti} = -0{,}039$. Solubilitatea titanului în fontă este mică și scade o dată cu temperatura. Titanul în exces se separă ca fază solidă (nitrura de titan).

Experimentările de laborator efectuate la Kawasaki Steel au arătat că, la temperaturi cuprinse între 1 100 și 1 450°C și într-un curent de azot, titanul este transportat pe verticală prin fonta lichidă și solidă și se acumulează după un timp relativ îndelungat, sub forma de nitrură de titan, la baza unei probe de fontă așezată într-un creuzet cilindric vertical din alumină, încălzit astfel încît la bază să aibă 1 100°C, iar la partea superioară 1 450°C; partea inferioară a probei se află în stare solidă, iar restul de cca 70% din înălțime este în stare lichidă; titanul s-a adăugat la partea superioară sub formă de ferotitan. În acest mod, a fost reprodus în laborator procesul care are loc în furnal, în urma căruia se formează acumulări de nitruri de titan în fonta din vatră, chiar dacă se află în stare solidă.

Concluzii din examinarea depunerilor de titan din vatra furnalelor

O parte din materialul de culoarea cuprului din depunerile de la furnalul nr. 5 Chiba a fost încălzită într-un mic cuptor electric la 1 500°C, în atmosferă de azot. S-a separat prin topire o fontă cu: 2,08% C; 0,24% Si; 0,64% Mn; 0,016% P și 0,22% S; au rămas cristale bine formate, din analiza cărora a rezultat că acestea constau dintr-un amestec de nitrură de titan și fier. Formarea lor a avut loc într-o perioadă lungă de timp, în fonta pătrunsă în rosturile vetrei, unde titanul și azotul din fontă formează nitruri și carbonitruri; o dată cu scăderea cantității de titan dizolvat în fontă, vor fi extrase noi cantități de metal din baia metalică. Procesul de formare a depunerilor de titan din zona inelară de trecere de la creuzetul inferior la vatră este complicat, deoarece sînt prezente numeroase faze: cocs, fontă lichidă, zgură, gaze și materiale refractare. Depunerile de titan constau din carbonitruri de titan, fontă, zgură și cocs; se găsesc și oxizi inferiori ai titanului (TiO; Ti_2O_3).

Tabelul 1

Caracteristicile carbonitrurilor de titan găsite în vatra furnalului Nr. 1 Kakogawa

Locul de formare a Ti (C, N)	Culoarea	Compoziția, % mol. TiC
În porțiunea erodată a peretelui creuzetului	galben–portocaliu	11
	purpuriu	27
	purpuriu–violet	32
În „ursul" din vatră	galben	8
	purpuriu–violet	42
	purpuriu–violet	37
	purpuriu–violet	45
Pe suprafața cărămizii de șamotă a vetrei	galben–purpuriu	11
	roșu–purpuriu	17
În rosturile cărămizilor vetrei	roșu–purpuriu	16
	galben	8
	galben	11

Analizele efectuate asupra depunerilor de titan și asupra cristalelor de Ti(C,N) din fonta solidificată în vatra furnalului nr. 1 Kakogawa au stabilit existența unor cristale de Ti(C, N), cu conținuturi diferite și diferit colorate de carbon și azot. Cu cît Ti(C,N) devine mai bogată în TiC cu atît are loc o evoluție a culorilor, de la galben-portocaliu către roșu-purpuriu. În tabelul 1 sînt caracterizate carbonitrurile de titan găsite la furnalul nr. 1 Kakogawa.

Temperaturile de cristalizare estimate ale carbonitrurilor de titan sînt de ordinul a 1 580–1650°C.

În informările și studiile asupra formării și comportării depunerilor complexe de carbonitruri de titan, se apreciază că acestea constituie un strat protector împotriva distrugerii căptușelii refractare a creuzetului și a vetrei furnalelor.

Concluzii

În urma cercetării unor furnale din Japonia oprite pentru reparație capitală, a fost constatată prezența unor cantități importante de carbonitruri de titan în rosturile din vatră și în fontă, care pătrunseseră în zonele cu uzuri avansate din vatră sau din pereții creuzetului.

Depunerile de titan constau din cristale dense de carbonitruri de titan, în amestec cu fontă, zgură și cocs. Depunerile de compuși ai titanului, care au temperaturi înalte de topire, consolidează și protejează căptușeala refractară împotriva fontei lichide.

Formarea în creuzetul furnalului a compușilor de titan greu fuzibili și migrarea lor către fundul creuzetului sînt confirmate prin calcule termodinamice și experimentări de laborator.

Datorită efectului depunerilor de titan, de protejare a căptușelii refractare din zona inferioară a furnalului, la furnalele japoneze, precum și la unele furnale din U.R.S.S., încărcarea bioxidului de titan a intrat în practica curentă. Se încarcă în permanență 5 — 7 kg TiO_2 pe tona de fontă, iar dacă se constată creșterea temperaturilor în zidăria refractară, adaosul de TiO_2 este mărit la 10 — 20 kg/t. Se evită consumurile mari de TiO_2 pe perioade mai lungi de 15 — 20 zile, încît, după ce se constată micșorarea sau stabilizarea temperaturilor în vatră, se revine la încărcătura normală.

Datele din literatură semnalează că, la creșterea adaosurilor de TiO_2, se înregistrează mici scăderi de productivitate, creșteri ale consumului specific de cocs (cu 1 — 1,5%) și creșteri ale viscozității zgurii. De asemenea, sînt semnalate, fără să fie analizate, efecte negative ale zgurilor cu titan asupra rezistenței cocsului.

Rezultă de aici că utilizarea de adaosuri de TiO_2 în încărcătura furnalului impune o anumită prudență, fiind necesar să se lucreze cu adaosuri mici de minerale titanifere și cu urmărirea atentă a comportării furnalului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Vacu, Silvia s.a. *Metalurgia feroaliajelor*. Ed. didactică și pedagogică, 1980.

[2] Tripșa, I. *Metalurgia feroaliajelor*. Ed. didactică și pedagogică, 1966.

[3] Mess, W., Mayer, S., Schulz, H. *Die Reduktion von Titandioxid im Hochofen*. În: Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 3, 1973.

[4] Haastert, H. s.a. *Erzegung von Titanhaltigen Roheisen mit niedrigem Stickstoffgehalt*. În: Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 3, 1973.

[5] *** Influenta TiO asupra viscozității zgurii. In: Stahl und Eisen, R.F.G., 38/1938.

[6] *** *Influența TiO asupra viscozității zgurii*. In: Stahl und Eisen, R.F.G., 49/1939.

[7] Pavlov M. A.: *Metalurgia fontei*, vol. II, Moscova, Mitallurgizdat, 1949.

[8] *** *Topirea minereurilor cu titan în furnale*. In: Stahl und Eisen, R.F.G., 22/1940; 41/1940.

[9] Elliot, J. ș.a.: *Thermochemistry for steelmaking*. vol. 2, Londra, 1963.

[10] Toshihiro, Inatani, ș.a.: *Verlauf der Roheisenerstarrung und Bildung von Titanverbindungen im Hochofengestell*. În: Stahl und Eisen, R.F.G., 2/1974.

[11] Rău, Al., Briscan, D., Dobrovici, D. *Valorificarea bauxitelor românești în furnal*. În: Metalurgia și construcția de mașini, România, 4—5/1955.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 11, 1989

Sistem de transport pneumatic al prafului, p. 25 — Automatizarea și telemecanizarea de alimentare industrială cu apă a Combinatului metalurgic Magnitogorsk, p. 26 — Importanța soluțiilor tehnice la realizarea compozițiilor oțelurilor și fontelor rezistente la frig în U.R.S.S. și pe plan mondial, p. 28 — Fabricarea peletelor de crom autoclavizate cu liant de var-silice, p. 29 — Sistem de microprocesare pentru conducerea agregatului de tratare a oțelului în oală, p. 30 — Creșterea ponderii de deșeuri de prelucrat în cuptoare Martin, p. 31 — Îmbunătățirea eficienței de utilizare a plăcilor de la închizătoarele cu sertar la turnarea oțelului, p. 31 — Calitatea suprafeței benzilor la recoacerea în cuptoarele cu clopot, p. 32 — Tratamentul termic al prăjinilor de foraj din grupa de rezistență D, p. 33.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 12, 1989

Sudarea automată a elementelor mantalei furnalului, p. 29 — Perfecționarea tehnologiei de elaborare a oțelului slab aliat, p. 29 — Insuflarea în profunzime a băii cuptoarelor Martin, p. 30. Lincherit cu o compoziție nouă, p. 30 — Avantajele utilizării lignosulfonatului la ungerea lingotierelor, p. 30 — Micșorarea timpului de menținere a lingourilor în lingotieră și în cuptorul de încălzire, p. 31 — Conducerea centralizată a regimului de încălzire și de scoatere a semifabricatelor din cuptorul laminorului 800, p. 32 — Casetă pentru împărțirea longitudinală a laminatului, p. 33 — Dispozitive roentgen de măsurat grosimea, p. 33 — Dispozitiv cu role de contact de măsurat dimensiunea secțiunii laminatelor cu flanșă, p. 34 — Dispozitiv de măsurat lățimea tablei în fluxul tehnologic, p. 35.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 1, 1990

Metodă de control al stării zidăriei vetrei furnalului, p. 25 — Exploatarea aparatelor de măsurat umiditatea și dozarea cocsului, în funcție de umiditatea lui, p. 26 — Utilizarea șlamurilor rezultate de la instalațiile de epurare a gazelor de furnal în încărcătura de la fabricile de aglomerare, p. 26 — Dezoxidarea oțelului vidat care nu îmbătrînește, p. 28 — Dezoxidarea și modificarea oțelurilor pentru șine, p. 28 — Efectul raționalizării construcției căptușelii oalelor pentru turnarea oțelului, p. 29 — Tratamentul electrofizic al pieselor cu gabarit mare, p. 29 — Exploatarea optimă a cilindrilor din secția pentru table, p. 30 — Instalație de răcire accelerată după deformare a profilurilor de armături în fluxul laminorului 330, p. 32 — Încărcarea prin sudură a pieselor utilajelor metalurgice cu două benzi de electrozi, p. 33 — Dispozitiv pentru conducerea de la distanță a obiectivelor, p. 33 — Fabricarea țevilor zincate de calitate îmbunătățită pentru ameliorații, p. 34 — Posibilități noi în compartimentul cuptoarelor cu clopot, p. 34.

Curgerea materialului în timpul extrudării la cald a țevilor

Dr. ing. Gh. Chelu
Institutul Politehnic București
dr. ing. A. T. Dumitrescu
ICEM

CZ: 539.371:621.643

Cunoașterea cît mai exactă a traiectoriilor de curgere a materialului în timpul extrudării la cald constituie unul din elementele de bază pentru delimitarea focarului de deformare și stabilire a interdependenței între parametrii tehnologici care intervin în procesul de deformare plastică.

În această privință, metodele utilizate în literatura de specialitate se bazează pe datele obținute la extrudarea barelor, adaptate la extrudarea țevilor. În toate cazurile s-a considerat că matrița are formă tronconică, fără să se cunoască cu precizie forma și mărimea zonei din jurul matriței în care materialul rămîne nedeformat pe parcursul întregului ciclu de extrudare (așa-zisa zonă moartă). De asemenea, propunerea făcută de cei mai mulți autori este aceea că în focarul de deformare curgerea materialului este radială.

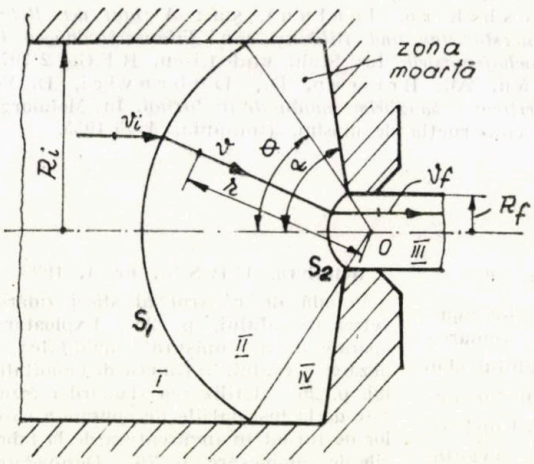


Fig. 1. Forma focarului de deformare și traiectoriile de curgere la extrudarea barelor [1]

Astfel, în lucrarea [1] se consideră că la extrudarea barelor, curgerea materialului în focarul de deformare are loc după raze care converg în punctul O (fig. 1).

Suprafețele de intrare a materialului în focarul de deformare S_1 și de ieșire din focarul S_2 sînt apreciate ca suprafețe sferice cu centrul în punctul 0. În aceste condiții este greu de presupus că în realitate materialul suferă o schimbare bruscă a direcției, la trecerea prin suprafețele S_1 și S_2.

Un alt mod de tratare a problemei este întîlnit în lucrarea [2], unde ansamblul de scule

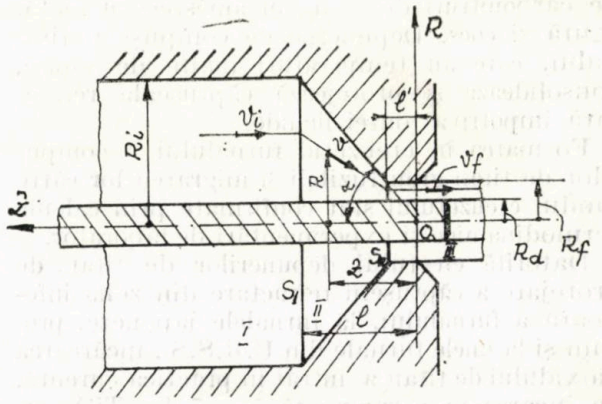


Fig. 2. Forma focarului de deformare și traiectoriile de curgere la extrudarea țevilor [2]

(conteiner, matriță, dorn) este raportat la un sistem de coordonate cilindrice (fig. 2), iar focarul de deformare este delimitat de conul matriței și de suprafețele S_1, S_2, care sînt plan paralele. Conform figurii 2 rezultă că materialul se deformează plastic numai în zona pîlniei matriței între suprafețele plane S_1 și S_2. De aici se poate deduce că, în cazul utilizării matrițelor cu unghiul $\alpha = 90°$ (care de altfel se folosesc frecvent în practică), focarul de deformare s-ar micșora pînă la anulare sau pînă ar apărea zona moartă, lucru care nu este luat în considerare de autor.

O apreciere mai realistă a traiectoriilor de curgere a materialului în timpul extrudării este făcută în lucrarea [3], unde se consideră că particulele de material se deplasează în focarul de deformare pe un drum curbiliniu, asemănător unei ramuri de cosinusoidă. Analiza acestor traiectorii este făcută însă pentru cazul extrudării barelor.

Din considerentele menționate mai sus, s-a impus necesitatea determinării experimentale a acestor traiectorii pe baza cărora să se stabilească o ecuație a traiectoriilor particulelor care să fie cît mai aproape de realitate.

Pentru experimentări s-a utilizat ansamblul de scule prezentat în figura 3, cu următoarele dimensiuni tehnologice: conteiner cu raza interioară $R_i = 85$ mm, matriță cu raza centurii de calibrare $R_f = 24{,}3$ mm și dorn cu raza $R_d = 19$ mm. Matrița a avut unghiul $\alpha = 90°$ (matriță plană), iar razele de racordare atît la îmbinarea cu conteinerul, cît și în zona

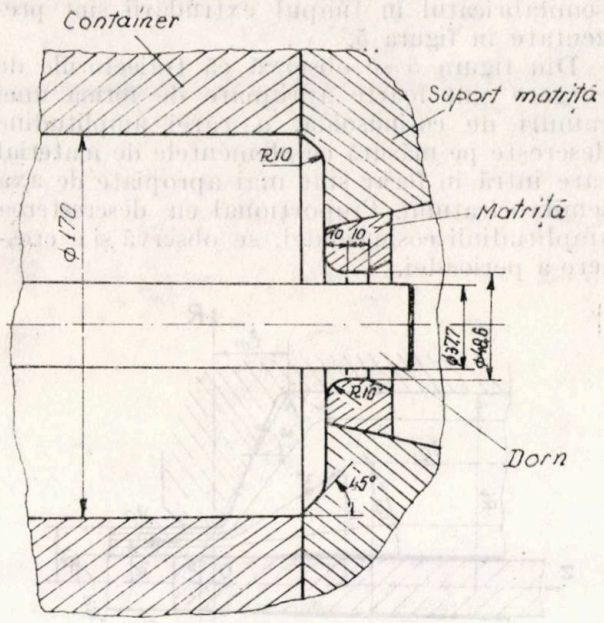


Fig. 3. Configurația ansamblului de scule utilizat pentru experimentări

centurii de calibrare, au fost egale : $R = 10$ mm. Pentru extrudare s-au folosit semifabricate găurite din oțel carbon de puritate scăzută.

Diametrul exterior al semifabricatelor a fost de 163 mm, diametrul interior de 46 mm și lungimea de 420 mm. Încălzirea în vederea extrudării s-a efectuat la 1 150°C, iar lubrifierea a fost realizată cu praf de sticlă prin rostogolirea semifabricatului pe o masă înclinată. Înainte de extrudare, între suprafața frontală a semifabricatului și matriță s-a interpus un disc din granule de sticlă cu rol de lubrifiere și izolare termică. Un alt rol al discului de sticlă constă în aceea că, prin topire parțială, el intră în locul eventualei zone moarte, iar în timpul ciclului de extrudare ia forma cerută a materialului din focarul de deformare, pentru realizarea unei curgeri cu efort minim. Se poate, deci, afirma că forma pe care o ia pasta de sticlă din zona moartă dictează profilul real al matriței în timpul extrudării, rezultînd din aceasta o matriță cu geometrie variabilă în timpul extrudării.

Pentru a observa configurația semifabricatului în focarul de deformare (în special unghiul maxim de curgere) s-a extrudat un semifabricat cu dimensiunile prezentate mai sus, procesul fiind întrerupt la jumătate.

Configurația și dimensiunile rezultate din măsurătorile efectuate pe semifabricatul extrudat sînt prezentate în figura 4.

Din analiza acestei figuri se observă că atît configurația suprafeței frontale a semifabricatului, cît și raza de racordare exterioară, din zona îmbinării matriței cu conteinerul, nu coincid cu cele date de sculele de extrudare. Astfel, unghiul format de axa longitudinală a semifabricatului și suprafața frontală a acestuia s-a micșorat la 85° față de 90° cît are matrița, iar raza de racordare exterioară a crescut de la 10 la 17 mm.

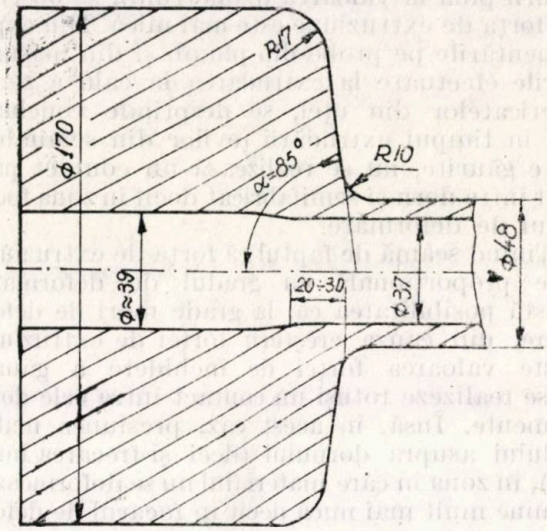


Fig. 4. Forma și dimensiunile semifabricatului parțial extrudat

De asemenea, s-a constatat că suprafața interioară a semifabricatului presează asupra dornului numai în zona focarului de deformare pe o distanță de 20 — 30 mm de la suprafața frontală a matriței.

În rest, pe porțiunea nedeformată s-a observat un joc între dorn și semifabricat de aproximativ 1 — 2 mm. Pentru verificarea acestui lucru, au fost efectuate experimentări în laborator pe probe din plumb, avînd următoarele dimensiuni : diametrul exterior 38 mm ; diametrul interior 13 mm ; lungimea 75 mm. Conteinerul pentru extrudare a avut diametrul interior de 42 mm, matrița a fost plană cu diametrul porțiunii calibrate de 20 mm, iar diametrul dornului a fost de 6 mm.

Pentru început, o serie de probe cu aceleași dimensiuni au fost refulate în conteinerul de extruziune, introducînd în matriță un dop, astfel încît deformarea să aibă loc în spațiu închis. Din măsurătorile de forță a rezultat că, în primul stadiu al deformării, în care a avut loc o refulare cu mărirea diametrului exterior al probei pînă la atingerea pereților conteinerului (diametrul găurii) a ramas aproximativ constant), a fost necesară o forță de 50 kN. Pentru al doilea stadiu al deformării (cînd a avut loc închiderea găurii, forța necesară pentru micșorarea acestei găuri de la 13 la ~6 mm s-a ridicat la 250 kN.

În continuare, o nouă serie de probe din plumb, identice cu cele utilizate la refulare, a fost extrudată cu aceleași scule, obținîndu-se

țevi cu diametrul exterior de 20 mm și diametrul interior de 6 mm. Forța maximă de extrudare a fost de 200 kN.

Prin compararea forței maxime de extruziune cu forța necesară micșorării diametrului găurii pînă la valoarea diametrului, se observă că forța de extruziune este mai mică. Din experimentările pe probe din plumb și din măsurătorile efectuate la extrudarea la cald a semifabricatelor din oțel, se desprinde concluzia că, în timpul extrudării țevilor din semifabricate găurite, nu se realizează un contact perfect între dorn și semifabricat decît în zona focarului de deformare.

Ținînd seamă de faptul că forța de extruziune este proporțională cu gradul de deformare, există posibilitatea ca, la grade mari de deformare, din cauza creșterii forței de extruziune peste valoarea forței de închidere a găurii, să se realizeze totuși un contact între cele două elemente. Însă, în acest caz, presiunea materialului asupra dornului (deci și frecarea între ele), în zona în care materialul nu se deformează, rămîne mult mai mică decît în focarul de deformare.

Pentru vizualizarea traiectoriilor de curgere a materialului în focarul de deformare, semifabricatul din oțel carbon de puritate scăzută, care a fost extrudat la cald în condițiile prezentate anterior, s-a secționat longitudinal. În continuare acesta a fost pregătit metalografic în vederea evidențierii fibrajului.

Analiza traiectoriilor de curgere în focar a fost făcută pe baza formei fibrajului obținut în secțiune longitudinală. Forma fibrajului, precum și forma exterioară pe care a avut-o

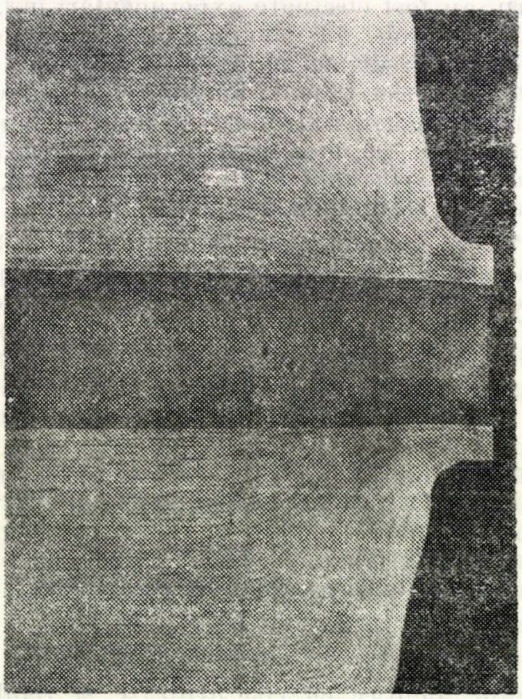


Fig. 5. Fibrajul și focarul de deformare la extrudarea la cald a oțelului; atac macro cu acid clorhidric

semifabricatul în timpul extrudării sînt prezentate în figura 5.

Din figura 5 se observă că traiectoriile de curgere sînt foarte apropiate de forma unei ramuri de cosinusoidă, a cărei amplitudine descrește pe măsură ce elementele de material care intră în focar sînt mai apropiate de axa semifabricatului. Proporțional cu descreșterea amplitudinii cosinusoidei, se observă și o creștere a perioadei.

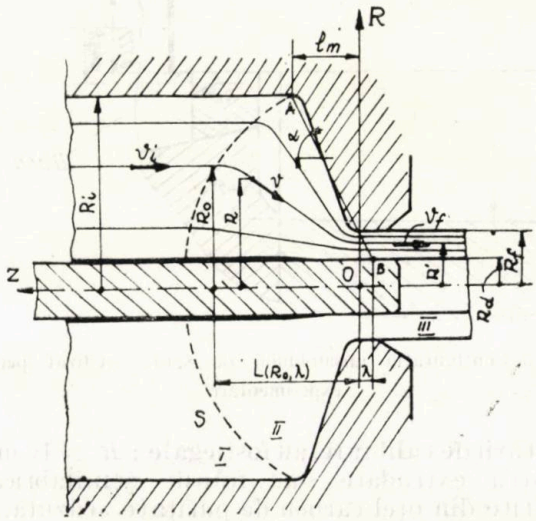


Fig. 6. Geometria focarului de deformare în cazul traiectoriilor de curgere cosinusoidale

Pentru transpunerea matematică a traiectoriilor de curgere, s-a raportat întregul ansamblu de extrudare (matriță, conteiner, dorn, semifabricat, țeavă), la un sistem de coordonate cilindrice Z, R, 0. De asemenea, s-a considerat că discul de sticlă împreună cu matrița formează un tot unitar care stabilește unghiul maxim de curgere (în cazul acesta $\alpha = 85°$). Forma ansamblului este prezentată în figura 6. Centrul sistemului de coordonate s-a ales pe axa de simetrie a dornului, la ieșirea materialului din matriță, iar λ reprezintă distanța de la origine pînă în punctul de intersecție a generatoarei dornului cu dreapta AB, care unește capetele cosinusoidei. Distanța din punctul de intersecție B pînă în punctul A reprezintă raza suprafeței sferice care delimitează intrarea materialului în focarul de deformare.

Semnificațiile notațiilor din figura 6 sînt următoarele:

R_i este raza semifabricatului sau raza conteinerului;

R_d — raza dornului;

R_f — raza exterioară a țevii obținute după extrudare;

l_m — distanța pe direcția Z de la origine pînă în punctul A; această distanță este determinată de unghiul α;

R_0 — distanța de la axa Z pînă la punctul de intrare în focarul de deformare a unui element de volum.

intervalul de variație pentru R_0 este cuprins între R_i și $R_i - R_d$;

$L_{(R_0,\lambda)}$ — proiecția pe axa Z a distanței de la origine pînă în punctul de intrare al elementului de volum în focarul de deformare; această distanță depinde de R_0 și de unghiul prin intermediul valorii λ;

v_i, v_f — viteza de intrare în focarul de deformare, egală cu viteza poansonului, respectiv viteza de ieșire din focar.

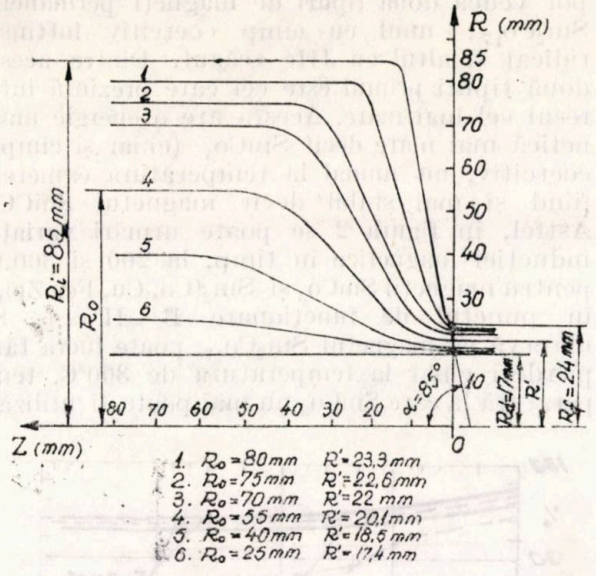


Fig. 7. Forma traiectoriilor de curgere determinate cu relația (1)

În timpul trecerii prin focar după o traiectorie cosinusoidală, elementul de volum își schimbă permanent viteza de deplasare v, ale cărei componente pe cele două direcții Z și R sînt v_z, respectiv v_r.

Pe baza considerațiilor și notațiilor prezentate în figura 5 și ținînd seama de forma geometrică a întregului ansamblu de scule, a fost stabilită ecuația generală a traiectoriilor particulelor de material în focar:

$$R_{(Z,R_0)} = \frac{R_0 + \sqrt{aR_0^2 + b}}{2} - \frac{R_0 - \sqrt{aR_0^2 + b}}{2} \cos \frac{\pi Z}{L_{(R_0,\lambda)}} \quad (1)$$

în care:

$$a = \frac{R_f^2 - R_d^2}{R_i^2 - R_d^2}\ ; \quad b = \frac{R_d^2(R_i^2 - R_f^2)}{R_i^2 - R_d^2} \quad (2)$$

$$L_{(R_0,\lambda)} = -\lambda + \sqrt{(R_i - R_d)^2 - (R_0 - R_d)^2 + (l_m + \lambda)^2} \quad (3)$$

Valorile λ și l_m din relația (3) se pot deduce ușor pe cale geometrică, fiind luat în considerare un sfert din perioada cosinusoidei:

$$\lambda = \frac{\pi}{2} \cdot \frac{R_f - R_d}{\operatorname{tg} \alpha} \quad (4)$$

$$l_m = \frac{\pi}{2} \cdot \frac{R_i - R_f}{\operatorname{tg} \alpha} \quad (5)$$

Din relația (1) se observă că valoarea curentă a razei R, care indică poziția particulei de material în focar, depinde numai de elemente cunoscute. Cu alte cuvinte, traiectoria unei particule care intră în focarul de deformare la o distanță R_0 față de axa Z poate fi obținută cu relația (1), dînd valori din aproape în aproape parametrului Z în intervalul $[L_{(R_0,\lambda)}, 0]$.

Pentru compararea traiectoriilor particulelor vizualizate experimental cu cele obținute conform relației (1), au fost calculate traiectoriile în cazul concret al extrudării semifabricatului folosit la determinarea fibrajului din figura 5. Dimensiunile luate în calcul au fost: $R_i = 85$ mm; $R_f = 24$ mm; $R_d = 17$mm; $\alpha = 85°$.

Din relațiile (4) și (5) rezultă: $\lambda = 1$ mm; $l_m = 13{,}4$ mm.

Relația (3) devine:

$$L_{(R_0)} = -1 + \sqrt{(R_0 - 17)^2 + 4831} \quad (6)$$

În continuare, au fost date diferite valori pentru R_0 cuprinse între $R_i = 85$ mm și $R_d = 17$ mm, pentru fiecare din ele rezultînd o valoare $L_{(R_0)}$. Valorile $L_{(R_0)}$ au fost apoi introduse în relația (1) unde, în funcție de valorile aplicate variabilei Z cuprinse între $L_{(R_0)}$ și zero, s-a obținut poziția curentă R a elementului de volum în focarul de deformare. Pasul de variație a valorii Z, în intervalul $[L_{(R_0)}, 0]$, a fost de 2,5 mm.

Calculele s-au efectuat cu ajutorul unui program pe un microcalculator TI 57, iar rezultatele obținute sînt prezentate în diagrama din figura 7. Prin compararea traiectoriilor rezultate din calcul (cu ajutorul relației (1) și prezentate în figura 7) cu traiectoriile experimentale (fig. 5) se observă o bună concordanță.

Se poate trage concluzia că relația (1) descrie cu o aproximație destul de bună modul de curgere a materialului în focarul de deformare în timpul extrudării la cald a țevilor. Pe baza acestei relații și prin modelarea în continuare a procesului de extruziune se poate stabili evoluția termocinematică în focarul de deformare a parametrilor tehnologici ca: viteza de deformație, gradul de deformare, temperatura, lucrul mecanic de deformare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Avitzur, B. In: *Metal forming Processes and analysis.* Mc Graw–Hill, Book Comp. New-York, 1968.

[2] Hartley, C. S. *Upper-bound analysis of extrusion of axisymetric piecewise homogeneous tubes.* În: International Journal of Mechanical Sciences, vol. 15, nr. 8, 1973.

[3] Chen, C. T., Ling, F. F. *Upper-bound solutions, to axisymetric extrusion problems.* În: International Journal of Mechanical Sciences, vol. 10, nr. 11, 1968.

Ing. W. Kappel, ing. P. Roman și
ing. V. Ciofu
I.C.P.E

Progrese românești privind unii magneți permanenți de mare energie magnetică specifică

CZ : 621.318

Vor fi prezentate lucrările și rezultatele obținute de grupul de cercetare pentru magneți permanenți din I.C.P.E. în domeniul materialelor magnetice permanente bazate pe compuși intermetalici cu pămînturi rare. Materialele abordate sînt cele bazate pe $Sm-Co_5$, $PrCo_5$, $(SmPr)Co_5$, NdFeB cu și fără adaosuri de Co, Al, Dy și $Sm_2(Co, Cu, Fe, Zr)_{17}$ cu cîmp coercitiv intrinsec ridicat : de asemenea se vor găsi unele referiri la $CeMMCo_5$. Energiile magnetice specifice maxime obținute acoperă diapazonul de la 14 — 18 MGsOe, specifice compușilor binari $SmCo_5$ pînă la 25 — 30 MGsOe și peste, specifice magneților permanenți bazați pe NdFeB. Procedeele de obținere utilizate sînt specifice metalurgiei clasice a pulberilor.

În prima parte vor fi pe scurt comentate caracteristicile magnetice ale magneților permanenți tradiționali Alnico, față de cele ale noilor tipuri utilizate, și prezentate unele din realizările de prestigiu din cadrul primelor.

În ultimul deceniu s-au înregistrat progrese remarcabile în domeniul performanțelor materialelor magnetice permanente; la mijlocul anilor'70 au fost descoperite materialele de tip $Sm_2(Co, Cu, Fe, Zr)_{17}$ [1], care întrec din toate punctele de vedere magneții de tip $SmCo_5$, cunoscuți cu cca zece ani înaintea primelor, iar în ultimul timp [2] au apărut magneți permanenți pe bază de NdFeB, cu performanțe magnetice superioare celor ale tipului $Sm_2(Co, Cu, Fe, Zr)_{17}$. Figura 1 prezintă cîteva

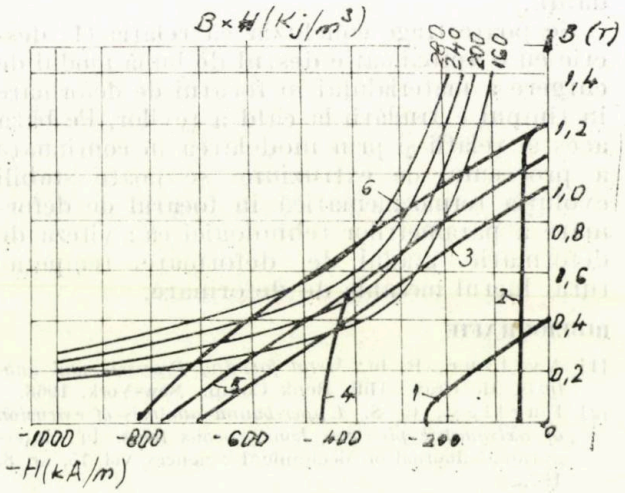


Fig. 1. Curba de demagnetizare a unor materiale magnetice permanente de uz general

curbe de demagnetizare ale principalelor clase de magneți permanenți, utilizați astăzi. Se pot vedea două tipuri de magneți permanenți Sm_2Co_{17} : unul cu cîmp coercitiv intrinsec ridicat și altul cu JHc scăzut. Dintre aceste două tipuri primul este cel care prezintă interesul cel mai mare. Acesta are o energie magnetică mai mare decît $SmCo_5$ (chiar și cîmpul coercitiv, nu numai la temperatura camerei), fiind și mai stabil decît magnetul $SmCO_3$. Astfel, în figura 2 se poate urmări variația inducției magnetice în timp, la 200 și 300°C, pentru magneții $SmCo_3$ și $Sm_2(Co, Cu, Fe, Zr)_{17}$, în punctul de funcționare $B/\mu_0H = 1$. Se observă că magnetul Sm_2Co_{17} poate lucra fără pierderi chiar la temperatura de 300°C, temperatură la care $SmCo_3$ nu mai poate fi utilizat.

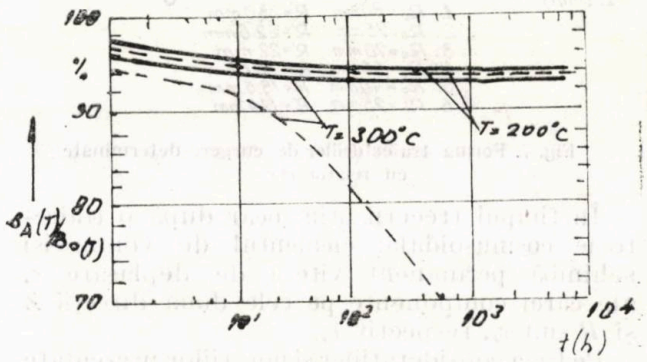


Fig. 2. Stabilitatea termică de lungă durată la $SmCO_5$ și Sm_2Co_{17} (—) la 200 și 300°C și $B/\mu_0H = 1$ [3]

Aceleași observații trebuie făcute și față de magneții ultimei generații NdFeB : la temperatura camerei, acești magneți au energia cea mai mare comparativ cu cele cunoscute la magneții permanenți (280 kJ/m³) (fig. 1). În figura 3 se redau curbele de demagnetizare ale magneților Sm_2Co_{17} la temperatura camerei (1) și la 120°C (2), precum și cele ale magneților (NdFeB), la aceleași temperaturi. Se observă că la 120°C, energia magnetică specifică maximă a NdFeB și Sm_2Co_{17} a scăzut la cca aceeași valoare (cca 195 kJ/m³) (la primul de la cca 280 kJ/m³, iar la al doilea numai de la cca 215 kJ/m³). Se observă că, pînă la această temperatură, scăderea energiei magnetice maxime se datorează în special scăderii inducției, determinate de temperatura Curie mică (cca 310°C) a magneților $Nd_{15}Fe_{77}B_8$. În schimb,

peste 120°C, scăderile în energie vor fi accentuate de scăderile în cîmpul coercitiv. Scăderea accentată (tab. 1) a cîmpului coercitiv o dată cu temperatura, la aceste materiale, este de fapt neajunsul lor cel mai important: chiar la temperaturi de pînă la 120°C, la care energia lor magnetică specifică este încă foarte ridicată, datorită scăderii accentuate a cîmpului coercitiv, magneții NdFeB trebuie să fie supradimensionați (după dimensiunea paralelă cu linia de cîmp), pentru a se putea lucra la aceste temperaturi. Peste temperatura de 120°C, utilizarea acestor magneți permanenți este dezavantajoasă. S-au găsit în schimb aplicații „reci" și pentru acești magneți permanenți, cum este utilizarea lor la demaroare auto. În ultimii ani se fac eforturi pentru îmbunătățirea comportării la temperatură a magne-

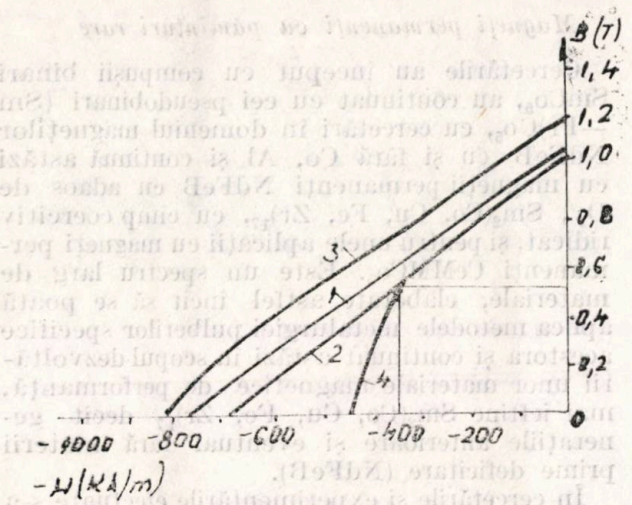


Fig. 3. Curba de demagnetizare a magneților Sm_2Co_{17} [1], [2] și NdFeB[3], [4] la temperatura camerei [1],[3] și la 120°C [1], [4]

ților permanenți NdFeB, eforturi canalizate în mai multe direcții: aliere cu Dy pentru creșterea MHe, aliere cu Co, Al pentru creșterea punctului Curie sau diferite combinații (Dy, Co, Al, Ga, Nb ș.a.) [4] — [6].

În tabelul 1 se observă două comportări opuse în ceea ce privește comportarea la temperatură a cîmpului coercitiv: scăderea accentuată a cîmpului coercitiv o dată cu scăderea temperaturii la ferite și o dată cu creșterea temperaturii la $Nd_{15}Fe_{17}B_8$. Pentru ambele materiale vor apărea dificultăți la temperaturi diferite de temperatura camerei: la ferite la temperaturi joase, iar la $Nd_{15}Fe_{17}B_8$ la temperaturi mai mari.

Impactul generațiilor de magneți Sm-Co asupra dispozitivelor și aparatelor care utilizează acești magneți permanenți a fost important: cîmpul coercitiv ridicat a permis „scurtarea" sensibilă (de cîteva ori, chiar de zece ori în cazul înlocuirii unor magneți Alnico) a magneților cu o mică mărire a secțiunii (la înlocuirea unor magneți Alnico) sau chiar

Tabelul 1

Comportarea la temperatură a diferitelor tipuri de magneți permanenți

Materialul magnetic	T_c, °C	Coeficientul de variație cu temperatura pentru %/K	
		B	JHc
FS—4	350	—0,2	+0,4
Alnico 35/5	800	—0,02	—0,07+0,03
$SmCo_5$	720	—0,05	—0,2
Sm_2Co_{13}	20	—0,04	—0,2
$Nd_{15}Fe_{33}B_{35}$	310	—0,12	—0,

micșorarea acesteia (la substituirea feritelor). Efectul de miniaturizare este și mai accentuat la magneții NdFeB nu numai datorită energiei magnetice specifice mari, ci mai ales datorită aplicațiilor unde efectul este proporțional cu pătratul polarizației magnetice, aplicații în care se exploatează forțele de interacțiune magnetostatice de tip coulombian: aici (la temperatura camerei), datorită inducției remanente mari a magneților NdFeB se pot atinge efecte cu cca 40% mai mari decît la Sm_2Co_{17}.

Datorită performanțelor lor, magneții permanenți cu pămînturi rare sînt din ce în ce mai folosiți: pe scară mondială, valoric 10 — — 15% le reprezintă acești magneți. Se prevede ca magneții NdFeB să-i înlocuiască pe cei SmCo în aproape toate aplicațiile: mai mult, se așteaptă ca și magneții Alnico și chiar feritele (ambii numai în anumite aplicații) să fie înlocuiți cu NdFeB (NdFeB conține cca 33% Nd, element nedeficitar, cu abundență în scoarță terestră, egală cu cea a Co).

Cercetarea aplicativă I.C.P.E. — avangarda progresului tehnic în industria de magneți permanenți din România

Cercetările aplicative desfășurate în I.C.P.E. de peste 20 ani, în domeniul magneților permanenți, și-au lăsat o vizibilă amprentă în spectrul fabricației și utilizării magneților permanenți.

Această cercetare, începută cu materiale ferimagnetice, a fost continuată cu aliaje ale metalelor — elemente de tranziție 3d (magneți tradiționali Alnico, magneți Mn—Al—C) și se desfășoară astăzi pe un front larg de aliaje și compuși cu pămînturi rare, baza magneților moderni de mare energie magnetică specifică.

Magneții permanenți Alnico

Scopul nemijlocit al cercetărilor aplicative ale I.C.P.E. în domeniul magneților Alnico a fost cel de înlăturare a importului unor astfel de magneți și de dezvoltare a unor aliaje și tipodimensiuni noi, destinate unor produse noi, dezvoltate în țară.

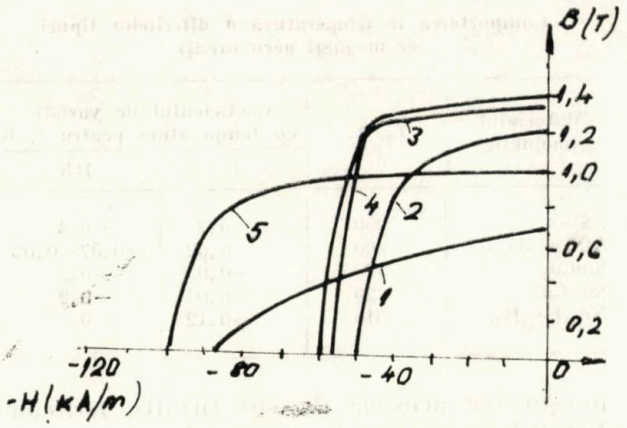


Fig. 4 Curba de demagnetizare a unor materiale magnetice dure realizate în I.C.P.E.

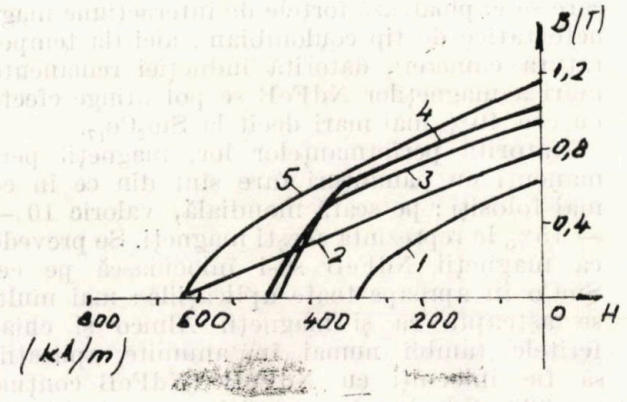


Fig. 5. Curba de demagnetizare a unor magneți permanenți cu pămînturi rare, obținute în I.C.P.E.

Datorită primelor realizări nu se mai importă de mulți ani magneți permanenți Alnico, ci dimpotrivă chiar se și exportă. Această activitate a avut succes datorită realizării unor aliaje magnetice valoroase : magneți anizotropi și izotropi cu caracteristici magnetice dintre cele mai variate : inducții remanente de la 0,6 (la magneții izotropi cu cîmp coercitiv ridicat) la peste 1,3 T (la magneții permanenți columnari cu cîmp coercitiv scăzut) energii magnetice specifice de la sub 8 (materiale pentru histerezis) la peste 60 kJ/m^3 (magneți columnari cu cîmp coercitiv ridicat); cîmpuri coercitive de la sub 8 (magneți pentru motoare cu histerezis) la peste 110 kA/m (magneți cu cîmp coercitiv ridicat). Datorită acestei activități, dar mai ales datorită dezvoltărilor de magneți permanenți noi, destinați unor noi mașini electrice și aparate dezvoltate, în special în I.C.P.E., astăzi, cea mai mare cantitate din magneții Alnico, care se produc în România, provin din realizările I.C.P.E. Făcînd abstracție de cele cîteva zeci de repere dezvoltate, care se găsesc astăzi în microproducție, cercetarea asupra magneților permanenți a reușit să predea, pentru asimilarea în industrie, peste 22 tehnologii la Intreprinderea Electromagnetica din București și peste zece la Intreprinderea Sinterom din Cluj Napoca. Cele mai valoroase aliaje asimilate la I.C.P.E. și în industrie au curba de demagnetizare reprezentată în figura 4 : Alnico 18/9 dintre magneții Alnico izotropi cu energii magnetice specifice minime de 18 kJ/m^3 (2,25 MGsOe); Alnico 35/5 (magnet anizotrop dar cu cristalizare izotropă) energia magnetică specifică minimă de 35kJ/m^3 (4,4 MGsOe); Alnico 50/6 (anizotrop), ce se obține prin turnare în forme reci de turnare; Alnico 60/11, magnetul cel mai valoros, dar și cel mai scump, atît prin compoziție, cît (35% Co, 5% Ti) și prin tehnologie.

Magneți permanenți cu pămînturi rare

Cercetările au început cu compușii binari $SmCo_5$, au continuat cu cei pseudobinari (Sm—Pr)Co_5, cu cercetări în domeniul magneților NdFeB cu și fără Co, Al și continuă astăzi cu magneții permanenți NdFeB cu adaos de Dy, $Sm_2(Co, Cu, Fe, Zr)_{17}$, cu cîmp coercitiv ridicat, și pentru unele aplicații cu magneți permanenți $CeMMCo_5$. Este un spectru larg de materiale, elaborate astfel încît să se poată aplica metodele metalurgiei pulberilor specifice acestora și continuat astăzi în scopul dezvoltării unor materiale magnetice de performanță, mai ieftine $Sm_2(Co, Cu, Fe, Zr)_{17}$ decît generațiile anterioare și eventual fără materii prime deficitare (NdFeB).

În cercetările și experimentările efectuate s-a pornit de la elementele metalice de puritate 99,9%, utilizate pentru elaborare de aliaje în cuptoare de inducție cu creuzet de Al_2O_3 — vid înaintat sau gaz protector — Ar și He ultrapur. Turnarea aliajului s-a efectuat în cochilie de Cu răcită cu apă; după concasarea aliajului în Ar de puritate 99,995%, a urmat măcinarea în ciclohexan, alcool etilic, eter de petrol pînă la granulații de 2 — 3 μm în cazul magneților Sm—Co și la 3 — 5 μm în cazul magneților NdFeB. Presarea în cîmp magnetic de 10 — 14 kOe intensitate s-a efectuat cu premagnetizare la 80 kOe la magneții Sm—Co, perpendicular sau paralel cu cîmpul magnetic de aliniere. Sinterizarea s-a efectuat în vid înaintat la temperaturi cuprinse între 1 020°C (la $CeMMCo_5$) și 1 200°C la $Sm_2(Co, Cu, Fe, Zr)_{17}$. După sinterizare, epruvetele au fost răcite rapid în cazul compușilor SmCo 1 — 5, în cele de NdFeB și $Sm_2(Co, Cu, Fe, Zr)_{17}$ lent, o dată cu cuptorul. Caracterizarea magnetică s-a efectuat cu un histerezisgraf. Studiul de fază și cinetica acestora s-a studiat prin microscopie optică, calitativă și cantitativă și microscopie electronică cantitativă. Temperaturile Curie s-au determinat cu balanța de

susceptibilitate, iar cîmpurile magnetice de anizotropie prin metoda extracției.

Au fost abordate compozițiile $SmCo_5$, $(Sm_{1-x}Pr_x)Co_5$, $CeMMCo_5$, $Nd_{15}Fe_{17}B_8$, $Nd_{13}Fe_{83}B_4$ $Nd_{15}Fe_{63-x}Co_{16}Al_xB_6$ [7] — [9] și sînt în curs de studiu aliaje (NdDy)—(Fe—Co)—B și $Sm_2(Co, Cu, Fe, Zr)_{17}$ cu cîmp coercitiv ridicat. S-au urmărit cunoașterea tehnicilor de elaborare, găsirea unor noi metode de concasare pentru aliajele turnate, identificarea unor medii prielnice de protecție în timpul măcinării, intensitatea minimă a cîmpului magnetic de orientare la presare, presiunile minime și optime de presare, granulația medie optimă a pulberilor, controlul impurificării cu oxigen, mai ales la aliajele cu Nd și Dy, determinarea regimurilor de sinterizare, răcire, tratamente termice de după sinterizare. Cele mai bune rezultate obținute sînt redate sub forma curbelor de demagnetizare în figura 5 pentru următoarele materiale: $CeMMCo_5$ cu $Br > 0{,}6$ Ts; $Hc > 320$ kA/m; $SmCo_5$ cu $Br \geq 0{,}8$ T; $Hc = 720$ kA/m; $(BH)_{max} = 128 - 148$ kJ/m³; $(Sm_{0.5}Pr_{0.5})Co_5$ cu $(BH)_{max} = 176$ kJ/m³; $Nd_{15}Fe_{62}Co_{16}Al_1B_6$ cu $(BH)_{max} = 176$ kJ/m³ și $Nd_{15}Fe_{77}B_8$ cu $(BH)_{max} = 240$ kJ/m³. Cercetările care se desfășoară în prezent sînt cele privind stabilirea tratamentelor în trepte pentru obținerea cîmpurilor coercitive ridicate la $Sm_2(Co, Cu, Fe, Zr)_{17}$ cu cca 25% Sm și 50% Co, creșterea cîmpului coercitiv al magneților $CeMMCo_5$ prin aliere cu 10 — 20% Sm din conținutul de CeMM, creșterea cîmpului coercitiv al magneților NdFeB prin aliere cu Dy (cca 10% din Nd) cu ridicarea concomitentă a punctului Curie prin aliere cu Co (temperatura Curie pentru aliajul 4 din figura 5 este de 500°C).

Concluzii

Cercetările au dus, în anii care au trecut, la înlăturarea totală a importurilor de magneți Alnico, la creșterea performanțelor acestor magneți permanenți, exprimată prin dublarea energiei magnetice specifice la noul standard față de cel vechi, și la înlesnirea progresului în construcția de mașini și aparate electrice.

Prin cercetări proprii s-au realizat magneți permanenți $SmCo_5$, $CeMMCo_5(Sm—Pr)Co_5$ și $Nd_{15}Fe_{77}B_8$ cu performanțe similare celor raportate în literatura de specialitate.

Cercetările care sînt în curs de desfășurare își propun dezvoltarea de materiale Sm_2Co_{17} cu cîmp coercitiv ridicat și îmbunătățirea stabilității cu temperatura a magneților permanenți NdFeB, cei mai ieftini magneți din ultimele generații cu energie magnetică specifică maximă ridicată.

Progresul înregistrat în țară, în domeniul magneților permanenți metalici, este reflectat în activitatea de cercetare care se desfășoară în I.C.P.E.

BIBLIOGRAFIE

[1] Djima, T. *Magnetic properties of a new type of rare-earth cobalt magnets* $Sm_2(Co, Cu, Fe, Zr)_{17}$ IEEE-Trans. Magn., vol. MAG—13 1977, p. 1317—19.

[2] Sagawa, M. *New material for permanent magnets on a base of Nd and Fe.* J. Appl. Phys., vol. 55, 1984, p. 2083—87.

[3] Erwens, W. *Vergleide der Eigenschaften von Nd—Fe—B und Sm—Co Dauermagneten.* Techn. Mitt. Krupp. Forsch—Ber, vol. 4, 1985, p. 63—66.

[4] Mizoghchi, T., *NdFeCoAl used permanent magnets with improved magnetic properties and temperature characteristics.* IEEE—Trans. Magn., vol. MAG—22, nr. 5, 1986, p. 919—21.

[5] Ghandehari, M. H. *Reactivity of* Dy_2O_3 *and* Tb_4O_7 *with* $Nd_{15}Fe_{77}B_8$ *powder and the coercivity of the sintered magnets.* Appl. Phys. Lett., vol. 48, 1986, p. 548—49.

[6] Kappel, W. *Efectul parametrilor tehnologici asupra proprietăților fizice ale magneților permanenți Nd—Fe—B.* Sesiunea de comunicări științifice Interelectro, Suzdal, 1988, U.R.S.S.

[7] Alexandru, S., Mitu, I., Kappel, W., Roman, P. *Studiul cercetărilor în I.C.P.E. în domeniul magneților permanenți cu pămînturi rare.* Sesiunea de Comunicări științifice Interlectro, Suzdal, 1988, U.R.S.S.

Dr. ing. Georgeta Coşmeleaţă,
dr. ing. M. Marin şi ing. M. Bane
Institutul Politehnic Bucureşti
ing. N. Coşmeleaţă
Întreprinderea de avioane Bucureşti

Structura şi proprietăţile mecanice ale unui oţel inoxidabil martensitic durificabil prin precipitare

CZ: 669.15 — 194.55

Dezvoltarea industriei aeronautice a impus cercetări în domeniul oţelurilor inoxidabile durificabile prin precipitare, care conferă posibilitatea obţinerii unor rezistenţe mecanice ridicate fără micşorarea sensibilă a rezistenţei la coroziune.

În acelaşi timp, ductilitatea acestor oţeluri este aproximativ egală cu cea a oţelurilor inoxidabile clasice, la acelaşi nivel de rezistenţă mecanică.

În plus, fabricarea diferitelor produse din aceste materiale este mult facilitată de faptul că rezistenţele mecanice sînt obţinute după tratamentul termic aplicat ulterior fabricaţiei.

În cadrul acestor necesităţi, cercetările efectuate de către autori au avut drept obiectiv studierea unor caracteristici ale oţelurilor inoxidabile martensitice durificabile prin precipitare.

Metodologia de cercetare şi rezultatele obţinute

Compoziţia chimică a oţelului pentru care s-au efectuat cercetările experimentale este prezentată în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziţia chimică a oţelului studiat

Compoziţia chimică, %									
C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Nb	S	P	Co
0,06	0,8	0,6	16,5	3,5	4,8	0,3	0,01	0,03	0,4

Din oţelul cu această compoziţie au fost confecţionate epruvete pentru determinarea punctelor critice de transformare la încălzirea şi răcirea oţelului, pentru determinarea caracteristicilor mecanice şi studierea transformărilor structurale care se produc în diverse condiţii de tratament termic.

Folosind un dilatometru de tip Leitz diferenţial, s-au determinat punctele de transformare la încălzirea şi răcirea oţelului (tab. 2).

Din aceste date rezultă că, din punct de vedere al transformării pentru austenitizare, este suficientă o încălzire la temperatura de 840°C.

Valoarea temperaturii menţionate trebuie însă corectată ţinînd seamă de necesitatea punerii în soluţie a cuprului şi precipitatelor la încălzire; literatura de specialitate menţionează ca temperatura necesară pentru dizolvarea completă a acestora să fie de minimum 1 000 °C [1].

Tabelul 2

Punctele de transformare la încălzirea şi răcirea oţelului

AC_1, °C	AC_3, °C	Ms, °C	Mf, °C
715	785	180	40

Referitor la încălzirea pentru călire se impune menţionarea a încă unui aspect, şi anume acela că, la viteze mici de încălzire sau durate mari de menţinere, în domeniul de 955 — 1050°C, se produce o precipitare a cuprului [2], fapt care impune adoptarea măsurilor practice corespunzătoare pentru evitarea acestui fenomen cu consecinţe negative asupra caracteristicilor mecanice ale materialului în stare tratată termic.

Punctele de sfîrşit de transformare martensitică Mf sînt plasate în intervalul 40 — 180°C, nefiind necesară aplicarea la călire a unei răciri sub 0°C, pentru evitarea prezenţei austenitei reziduale.

Cercetările privind transformările structurale care au loc în timpul tratamentului termic (călire de punere în soluţie + îmbătrînire) s-au efectuat prin utilizarea microscopului optic şi a microscopului electronic prin transmisie.

În stare călită strucura este formată din martensită şi o propporţie scăzută de ferită $\delta(3 - 5\%)$(fig. 1).

Analiza prin microscopie electronică prin transmisie pe folii a pus în evidenţă faptul că, în acest oţel, este prezentă martensita în foi de tip Σ, cu reţea hexagonală avînd următorii parametri: $a = 4{,}76$ A; $C = 7{,}75$ A (fig. 2 şi 3). Imaginea SAED (fig. 3) are spoturi de fază hexagonală (martensită Σ) cu urme de spoturi de ferită δ.

Tot prin difracţie electronică au fost identificate precipitate de tip M7C3 cu următorii parametri de reţea: $a = 13{,}98$ A; $c = 4{,}5$ A (fig. 4 şi 5), carburi de tip M6C cu parametrii reţelei: $a = 11{,}083$ A; $c = 4{,}5$ A (fig. 6 şi 7)

Fig. 7. Imaginea de difracție electronică pe precipitate din imaginea TEM din figura 6

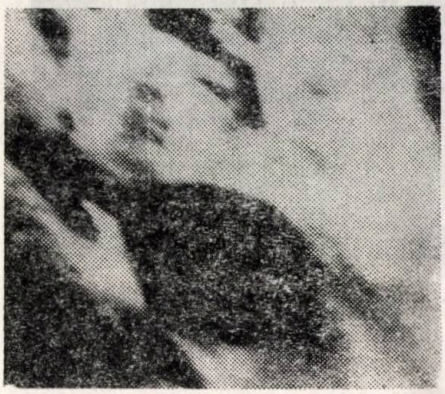


Fig. 8. Imaginea TEM; precipitate de tip NbC

și precipitate de carbură de niobiu, Nb cu structura hexagonală cu parametrii : $a = 3$Å ; $c = 4{,}76$ Å (fig. 8 și 9).

În probele călite, cu structura descrisă mai sus, la încălzire în domeniul de temperaturi cuprinse între 200 și 600°C, are loc procesul de revenire a martensitei de precipitare din martensita suprasaturată în cupru a fazei Σ și a altor faze secundare, proces denumit în cazul acestor oțeluri „îmbătrînire".

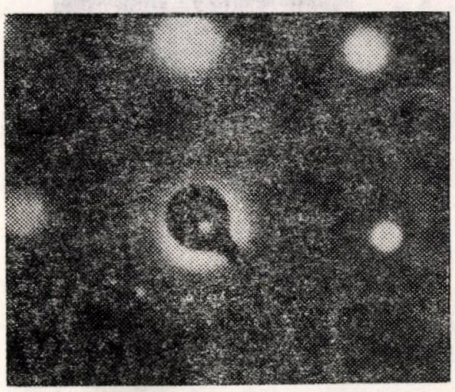


Fig. 9. Imaginea de difracție electronică pe precipitate din imaginea TEM din figura 8

La încălziri în domeniul 450 — 600°C se intensifică procesul de precipitare a fazelor secundare desfășurîndu-se un proces de coalescență a acestor precipitate cu atît mai dezvoltat cu cît este mai ridicată temperatura de încălzire sau mai mare durata de menținere.

Pe fondul modificărilor structurale prezentate, duritatea *HRC* (tab. 3), după călire de la temperatura de 1 000, 1 050 și 1 100°C, cu durata de menținere de 0,5 — 1h, timp de 1h, utilizînd ca medii de răcire apă, ulei și aer, arată următoarele :

Tabelul 3

Duritatea HRC în funcție de condițiile de tratament termic

Temperatura de încălzire și durata de menținere	Mediul de răcire	Valorile medii ale durității *HRC*	
		stare călită	stare îmbătrînită
100°C/0,5 h	ulei	35	36
1050°C/0,5 h	ulei	34	36
1050°C/0,5 h	apă	32	35
1050°C/0,5 h	aer	33	36
1100°C/0,5 h	ulei	34	36

Tabelul 4

Caracteristicile mecanice

Tratamentul termic aplicat	Caracteristicile mecanice					
	Rm, N/mm²	*Rpo*,2, N/mm²	A_5 %	Z, %	KCV, J	*HRC*
*C**	1 130	873	17,5	67	113	34
*C** + *R***(400°C)	1 417	1 330	19,2	51	4,1	47
*C** + *R***(450°C	1 336	1 275	17,2	60	5,1	44
*C** + *R***(500°C	1 173	1 170	22,5	64	8,5	38
*C** + *R***(550°C)	1 190	1 080	22,0	66	55	37
*C** + *R***(600°C)	1 031	970	25	66,5	130	36
*C** + *R***(650°C)	961	745	24	67	138	28

*C** — călire ;
*R*** — revenire (îmbătrînire)

— mărirea temperaturii de încălzire pentru călire de la 1 000 la 1 100°C nu a determinat variații sensibile ale durității obținute, deoarece o dată cu creșterea temperaturii de încălzire, se produce și creșterea granulației cu efecte negative asupra tenacității, fiind necesară punerea în soluție a precipitatelor, (se apreciază ca temperatura de 1050°C să fie optimă pentru călire);

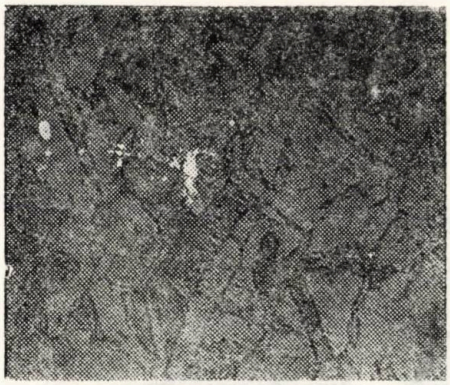


Fig. 1. Structura de călire; atac cu reactiv Kallin

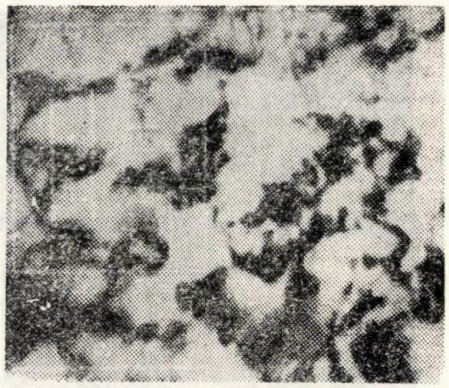


Fig. 2. Imaginea TEM; martensita ε hexagonală

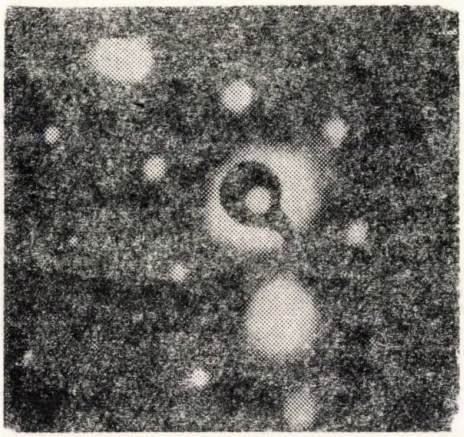


Fig. 3. Imaginea de difracție electronică pe zona analizată SADE din imaginea TEM din figura 2

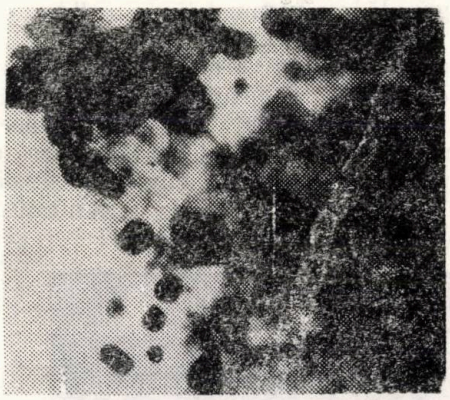


Fig. 4. Imaginea TEM; precipitate de tip M_3C_3

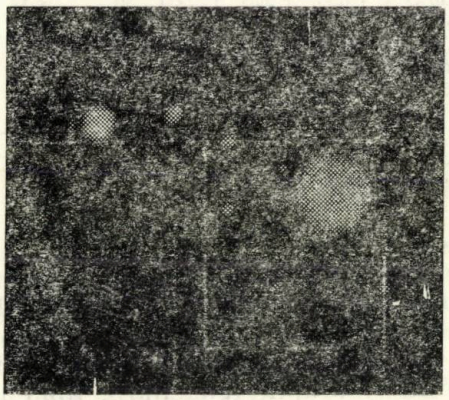


Fig. 5. Imaginea de difracție electronică pe precipitate din imagine TEM din figura 4

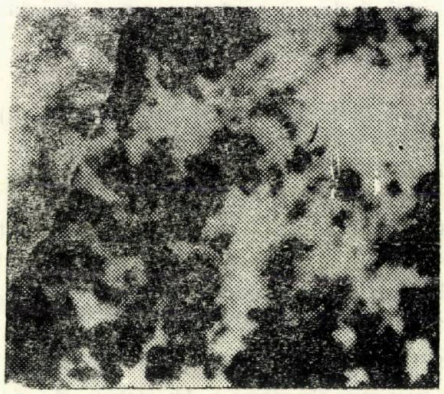


Fig. 6. Imaginea TEM; precipitate de tip M_6C

— creșterea duratei de menținere la încălzire de la 0,5 la 1 h nu a dus la creșterea valorilor durității, deoarece duratele mari de temperatură determină o creștere a grăuntelui austenitic, iar durata de menținere de 0,5 h pentru diametrul de 35 mm s-a dovedit suficientă pentru o austenitizare completă (se recomandă ca durata de încălzire pentru călire să fie de cca 1 minut/mm diametru, dar nu mai mică de 0,5 h);

— variația vitezei de răcire la călire în limitele corespunzătoare răcirii în apă și respectiv în aer nu a determinat variații mari ale durității după călire; se recomandă ca răcirea pentru călire să se facă în aer pentru secțiuni mici și mijlocii (cca 100 — 150 mm/diametru), iar pentru secțiuni mari să se facă în apă sau ulei.

Ca urmare a transformărilor care au loc în timpul îmbătrînirii, caracteristicile mecanice variază o dată cu temperatura de îmbătrînire (tab. 4).

Îmbătrînirea efectuată la temperaturi cuprinse între 400 și 600 °C determină o creștere a durității *HRC* a probelor călite. Această creștere a durității nu este însoțită de o scădere semnificativă a ductilității, cu toate că apare o scădere neglijabilă a gîtuirii.

Variația energiei de rupere indică un minim la îmbătrînire între 400 și 500°C. Acest minim este datorat, în primul rînd, unui minim de energie de propagare a fisurii: energia de inițiere a fisurii este mai puțin sensibilă la îmbătrînire [1].

Concluzii

Oțelurile inoxidabile durificabile prin precipitare prin proprietățile lor au posibilități largi de utilizare atît în industria aeronautică, cît și în energia nucleară.

În vederea realizării ansamblului optim al proprietăților, în baza rezultatelor experimentale efectuate, corelate cu datele din publicațiile de specialitate au rezultat următoarele concluzii:

— pentru călire este necesară încălzirea la o temperatură minimă de 1 040°C, în vederea punerii în soluție a fazelor secundare; nu se impune răcirea la temperaturi sub 0°C, deoarece temperatura punctului de sfîrșit de transformare martensitică Mf este deasupra temperaturii ambiante;

— îmbătrînirea să se efectueze la temperaturi cuprinse între 500 și 600°C; la temperaturi sub 500°C starea tensională a oțelurilor este ridicată (din cauza legăturii coalescente a fazei ε cu matricea), iar la temperaturi de ordinul 650°C proprietățile de rezistență mecanică vor fi scăzute, din cauza precipitărilor foarte intense și procesului de coalescență avansat.

Cercetarea structurii obținute după călire cu ajutorul microscopului electronic a pus în evidență prezența martensitei în foi, de tip ε, cu rețea hexagonală și precipitate de tip M_7C_3, M_6C și NbC.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ksenzuk, F. A. *Producerea tablei din oțel inoxidabil.* Moscova, Metallurghiia, 1975.

[2] Daniloff, B. N. Metals Handbook, Clevelands, 1948, p. 1196.

Cercetări privind comportarea metalurgică la sudare cu fascicul de electroni a unor oțeluri aliate

Dr. ing. R. Pascu și fiz. Mihaela Pascu
I.S.I.M. Timișoara

CZ : 621.791 : 621.791.037.2

Procedeul de sudare cu fascicul de electroni este un procedeu de sudare prin topire, la care sursa termică o constituie un fascicul de electroni concentrat, accelerat la o viteză ridicată, avînd deci o energie cinetică mare, care bombardează piesele de sudat. În urma impactului, energia cinetică a fasciculului se transformă în căldură, avînd loc o încălzire locală, rapidă, a materialului [1].

Procedeul operează cu densitate înaltă de energie, ceea ce face ca pierderile prin conducție să fie foarte mici, iar zona influențată termic să aibă dimensiuni reduse.

Procedeul de sudare are loc în vid, de regulă fără materiale de adaos. De asemenea, sudarea se poate realiza cu viteze ridicate, superioare procedeelor convenționale de sudare. Aceste caracteristici fac posibilă realizarea benzilor bimetalice prin sudare continuă cu fascicul de electroni, la care numai partea activă (dinții) să fie din oțel rapid [2].

Procedeul de sudare cu fascicul de electroni permite obținerea unei zone topite (zona sudurii) de dimensiuni reduse, ceea ce nu deteriorează structura părții active tăietoare (fig. 1).

Pentru sudarea cu fascicul de electroni a benzilor bimetalice sînt necesare instalații de sudare specializate. În figura 2 se prezintă o instalație Techmeta, prevăzută cu două tunuri electronice pe sistemul aer — vid — aer [3].

La această instalație, benzile pentru sudat sînt stocate în exteriorul camerei de sudare urmînd să treacă, după degresare, printr-un sistem de ecluze, în care se menține o presiune intermediară între presiunea atmosferică și presiunea la care are loc sudarea. După sudare, benzile traversează un sistem de ecluze similar celui anterior, pentru a trece la presiunea atmosferică.

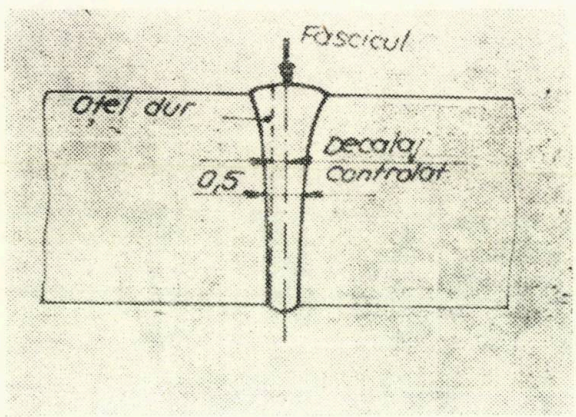


Fig. 1. Aspectul îmbinării sudate realizate cu fascicul de electroni

Camera de sudare conține dispozitive de antrenare și ghidare a benzii. Cele două tunuri electronice funcționează la 50 kV și sînt dotate cu sisteme de vizualizare și de deflexie magnetică. Precizia de urmărire a îmbinării este de $\pm$ 0,05 mm.

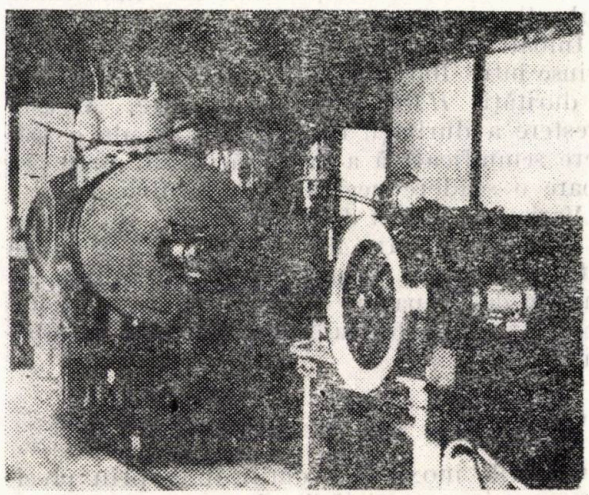


Fig. 2. Instalația specializată Techmeta

Materiale. Materialele de bază folosite în analiza comportării la sudare a oțelurilor aliate sînt următoarele (tab. 1):

— bandă suport din oțel VSCW20 (STAS 3611-80) cu dimensiunile 0,7 × 18 mm;

— bandă suport din oțel CV06 (STAS 3611-80) cu dimensiunile 0,9 × 23 mm;

— bandă suport din oțel 51VCr11A (STAS 795-80) cu dimensiunile 2 × 45 mm;

— bandă activă din oțel Rp_5 (STAS 7382-80) cu dimensiunile 0,7 × 1,4 mm; 0,9 × 1,4 mm; 2 × 2,5 mm.

Structurile materialelor de bază supuse cercetărilor determinate prin analiza metalografică și duritatea lor sînt inserate în tabelul 2.

Programul experimental. Experimentările de sudare au fost efectuate folosind instalația universală de sudare cu fascicul de electroni din dotarea I.S.I.M. Timișoara, prevăzută cu un tun electronic tip ELA 60/60 (U.R.S.S.), avînd o putere de 60 kW la o tensiune de accelerare de 60 kV (fig. 7).

Tabelul 1

Compoziția chimică a oțelurilor aliate analizate

Marca oțelului	Compoziția chimică, %										
	C	Mn	Si	Mo	Cr	Ni	P	S	W	V	Cu
VSCW20	0,43	0,26	1,02	—	1,20	0,25	0,021	0,020	1,92	0,18	—
CV06	1,18	0,34	0,45	—	0,47	—	0,028	0,029	—	0,11	—
51VCr11A	0,51	0,88	0,31	—	1,15	0,05	0,025	0,024	—	0,10	0,25
Rp_5	0,81	0,33	0,23	4,79	3,86	0,17	0,020	0,018	6,72	1,93	—

Tabelul 2

Structurile și durităților oțelurilor analizate

Marca oțelului	Starea de livrare	Structura constatată (X 100, X 500)	Duritatea HV 1		Figura
			minimă	maximă	
VSCW20	CR	sorbitică fină cu carburi complexe	280	306	3
CVO6	N	perlită fină cu carburi de Cr, V	160	190	4
51VCr11A	N	perlito-feritică fină cu carburi de Cr, V	190	206	5
Rp_5	CR	sorbitică fină cu carburi complexe	660	678	6

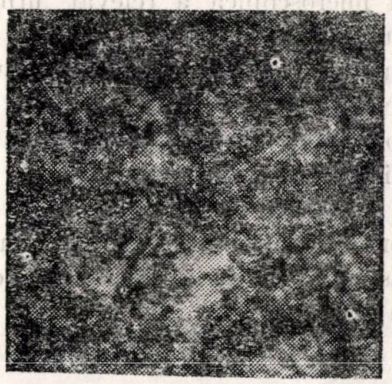


Fig. 3. Structura oțelului *VSCW20*; atac nital 2%

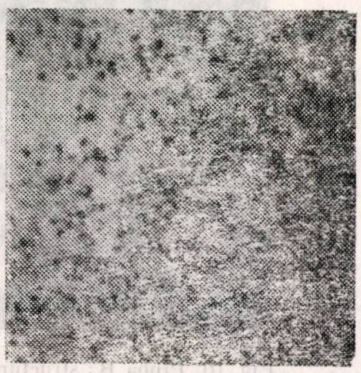


Fig. 4. Structura oțelului *CV06*; atac nital 2%

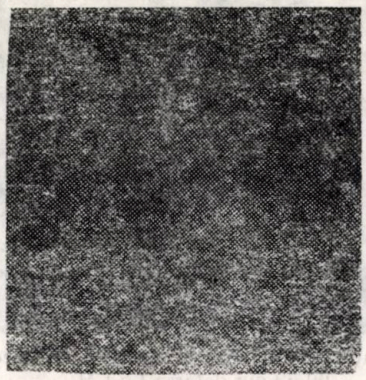


Fig. 5. Structura oțelului 51VCr11A; atac nital 2%

Fig. 6. Structura oțelului Rp_5; atac HCl

Tabelul 3

Parametrii regimurilor de sudare

Regimul de sudare	Tensiunea de accelerare, U_a, kV	Curentul fasciculului I_{fas}, mA	Curentul de focalizare I_{foc}, A	Viteza de sudare V_{sud}, m/min
A	60	10	0,75	1,6
B	60	10	0,725	1,6

Sudarea se realizează intr-o incintă vidată la presiunea de 10^{-4} torr.

Experimentările de sudare cu fascicul de electroni a benzilor din oțel VSCW20 cu grosimea de 0,7 mm.

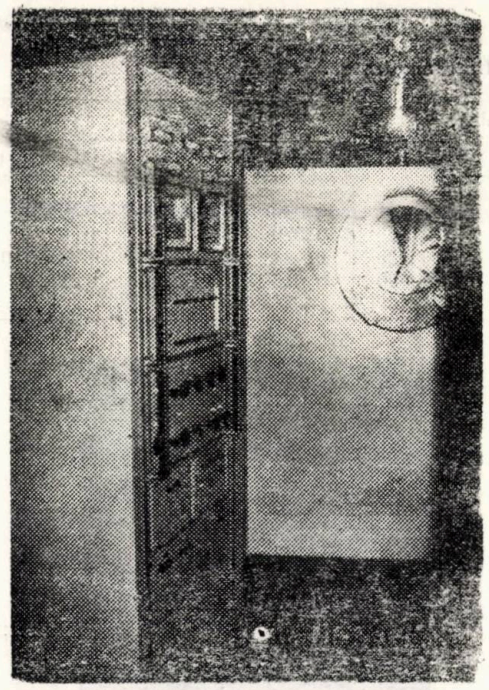


Fig. 7. Instalaţia de sudare cu fascicul de electroni ELA 60/60 din dotarea I.S.I.M.

Îmbinările sudate au fost verificate prin control vizual. Analiza macroscopică nu a decelat defecte de sudare.

Analiza microscopică efectuată conform STAS 10952/1-77 a pus în evidenţă următoarele structuri:

— în metalul de bază structuri sorbitice de granulaţie fină şi carburi complexe;

— în zona influenţată termic structuri martensitice cu bainită şi austenită reziduală şi carburi complexe (fig. 8, 9);

— în metalul topit, structuri martensitice cu austenită reziduală şi carburi complexe (fig. 10).

Apariţia fisurilor în metalul depus la proba B se datoreşte durificării excesive a acestei zone.

Încercarea de duritare Vickers *HV*1, efectuată conform STAS 492/1-85 pe probele A şi B, a evidenţiat valorile maxime ale zonelor caracteristice (tab. 4).

Experimentări de sudare cu fascicul de electroni a benzilor din oţel CV06 cu oţel rapid *R* cu grosimea de 0,9 mm

Tabelul 4

Încercările de duritate

Marcajul probei	Zona cercetată*	Duritatea maximă, *HV*1
A	*MB*	299
	ZIT	613
	MT	644
B	*MB*	306
	ZIT	532
	MT	713

* *MB* — metalul de bază;
ZIT — zona influenţată termic;
MT — metalul topit

Pe baza experimentărilor preliminare s-a ales următorul regim de sudare: $U_a = 60$ kV; $I_{fas} = 9$mA; $I_{foc} = 0{,}715$ A; $v_s = 0{,}9$ m/min. În acest caz s-a sudat cu fascicul deflectat cu frecvenţa de 50 Hz.

Analiza macroscopică nu a pus în evidenţă defecte de sudare de tipul fisuri şi netopiri.

Analiza microscopică a relevat următoarele structuri (tab. 5):

— în metalul de bază CV06, structuri fine perlitice cu carburi fine;

— în zona influenţată termic CV06, structuri martensitice cu austenită reziduală şi carburi complexe (fig. 11);

— în zona metalului topit, structuri martensitice cu austenită reziduală, carburi fine de crom şi carburi complexe;

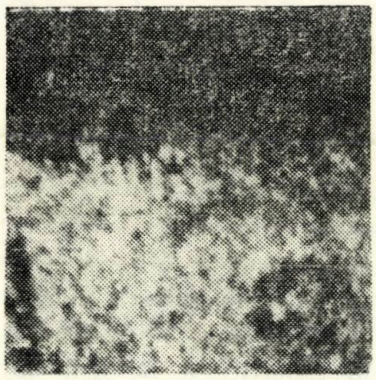


Fig. 8. Proba A; structura ZIT_{VSCW20}; atac nital 2%

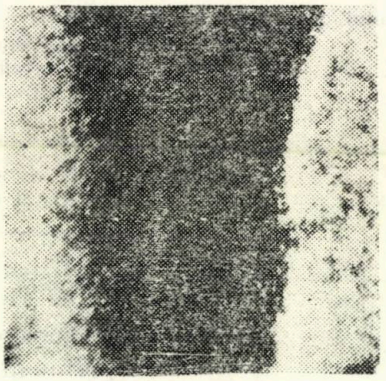


Fig. 9. Proba B; structura ZIT_{VSCW20}; atac nital 2%

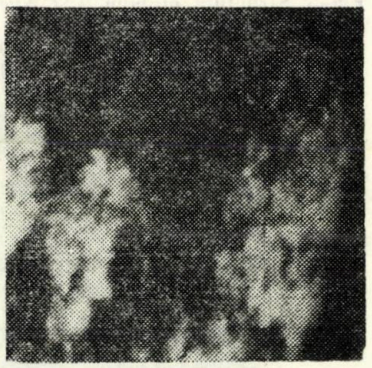


Fig. 10. Proba B; structura *MT*; atac nital 2%

Fig. 11. Proba C; structura ZIT_{CV06}; atac nital 2%

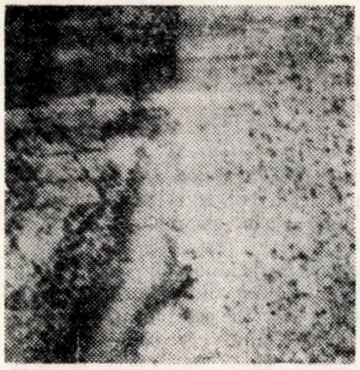


Fig. 12. Proba C; structura $ZITR_{p5}$; atac HCl

— în zona influențată termic R_{p5} structuri martensitice fine cu carburi complexe (fig. 12);
— în metalul de bază R_{p5} structuri fine de revenire de tip sorbitic cu carburi complexe.

Tabelul 5

Duritatea maximă $HV1$ a probei C

Marcajul probei	Zona cercetată	Duritatea maximă, $HV1$
C	MB_{CV06}	165
	ZIT_{CV06}	727
	MT	856
	ZIT_{RP5}	827
	MB_{RP5}	664

Concluzii

Pe baza cercetărilor efectuate se apreciază că oțelurile analizate se pot suda prin procedeul de sudare cu fascicul de electroni, permițînd fabricarea lamelor de ferăstrău.

Lucrarea creează posibilitatea abordării cercetării comportării în metalurgie, la sudarea cu fascicul de electroni, și a altor oțeluri aliate folosite în aplicații industriale.

BIBLIOGRAFIE

[1] Boarna, C. *Procedee neconvenționale de sudare.* Timișoara, Ed. Facla, 1980.

[2] Sommeria, J. *Soudage en continu de bandes bimetalliques.* Vol. Second Colloque International „Soudage et Fusion par Faisceau d'electrons", Avignon, Franța, 1978.

REVISTA REVISTELOR

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 11, 1989

Mărirea rezistenței căptușelilor la calele pentru elaborarea feroaliajelor, p. 1 — Proprietățile pulberilor din soluții solide în sistemul $ZrO_2-Y_2O_3-Yb_2O_3-Sc_2O_3$, p. 4 — Elaborarea tehnologiilor refractarelor topite din sistemul $Al_2O_3-Cr_2O_3-CaO$, p. 7 — Ceramică durificată pe bază de Al_2O_3, p. 10 — Material nears cu conductibilitate electrică pe bază de cromit de lantan, p. 14 — Influența impurităților de carbon asupra microstructurii ceramicii din beriliu, p. 17 — Influența procedeelor termice și de difuziune la sinterizare asupra structurii și proprietății nitrurii de siliciu compacte legată prin reacții, p. 21 — Procedeu de torcretare cu flacără pentru recondiționarea și protecția căptușelilor agregatelor pentru elaborarea materialelor din cupru-nichel, p. 25 — Stabilirea prin metoda spectrală a compoziției chimice a periclazului electrotehnic, p. 28 — Determinarea expresă a oxidului de calciu în periclazul electrotehnic și brucit cu utilizarea analizorului BRA-7, p. 30 — Elaborarea și atestarea metodei de stabilire a compoziției grăunților din materialele refractare neformate, p. 32 — Șisturi de talcoclorit pentru căptușirea cuptoarelor rotative, p. 35 — Produse din forsteritgrafit pentru turnarea oțelului, p. 37 — Particularitățile proprietăților termofizice ale ceramicii nearse de cuarț, pe bază de suspensii liante ceramice cu concentrații ridicate, p. 41 — Mărirea rezistenței oalelor tip mixer de transport al fontei, p. 46 — Căptușirea uscată prin indesare a cuptoarelor electrice cu inducție și cu creuzet pentru aliaje, p. 49 — Estimarea calității refractarelor, p. 52.

Dr. ing. Simona Zamfir
Institutul Politehnic Bucureşti
ing. L. Udreseu
I.C.P.E.

Model matematic privind determinarea rezistenţei la coroziune a unor alame monofazice destinate schimbătoarelor de căldură din CTE

CZ :620.193.5

Mathematical model on the determination of the corrosion strenght of certain monophasic brass for heat exchangers in nuclear stations.

The corrosion noticed in brass tubes from steam condensers shows the necesity of selecting the material (chemical composition, heat processing) according to the corrosion requirement.

On the basis of the experimental researches, the article presents a mathe matical model (regression equation) which discribes the relationship between the fracture strenght (R_m) and the chemical composition (%Zn) recrystallization quenching treatment temperature and the deformation degree, as another mathematical model (regression equation) which describe the relationship betwen the corrossion speed and the Zn content, the quenching temperature, the deformation degree as well as the concentration of the ammonium chloride solution for computer simulation. This model allows for the establised medium the selection of the optimum which ensures a minimum corrosion speed.

Ţevile pentru schimbătoarele de căldură se exploatează în medii chimice active şi a unor gradiente de temperatură pe secţiune de 40—60°C. În acelaşi timp, ţevile sînt supuse şi solicitărilor mecanice la întindere şi vibraţii.

Compoziţia chimică a ţevilor din alamă, deşi nu constituie unicul factor de influenţă al acestora în exploatare, joacă totuşi *un rol hotărîtor*.

Formele (fenomenele) de coroziune observate la tubulatura de alamă, coroziune localizată, dezincare, coroziune fisurantă, implică necesitatea alegerii corecte a compoziţiei chimice a materialului, în funcţie de solicitarea la coroziune specifică.

O influenţă deosebită asupra proceselor de coroziune o au unele substanţe, prezente chiar în proporţii mici în electrolit, accelerînd sau reducînd coroziunea.

Lucrarea a urmărit determinarea variaţiei rezistenţei la coroziune a unor alame monofazice, într-un mediu de coroziune NH_4Cl cu două concentraţii diferite, timp de menţinere constant, precum şi determinarea modelului matematic pentru simulare pe calculator.

Studiul experimental

Pentru realizarea acestui scop au fost elaborate trei aliaje a căror compoziţie chimică este prezentată în tabelul 1.

Comparînd compoziţiile chimice ale acestor aliaje cu cele corespunzătoare STAS 95—80, se observă clar cum aceste aliaje corespund următoarelor alame : A_1 : CuZn10 (Am90) ; A_2 : CuZn20 (Am80) ; A_3 : CuZn(Am70).

Bara turnată a avut secţiunea Ø 20 după debitarea maselotei şi a capătului inferior $L = 200$ mm.

După turnare, barele de alamă au fost marcate cu cifrele 1, 2 şi 3 (acestea corespund tipului respectiv de aliaj) şi au suferit următoarele operaţii tehnologice : recoacere de omogenizare : 850 — 880°C, 3 h ; deformare plastică la cald : $h_{tot} = 14$ mm la 850°C ; deformare plastică la rece : $\varepsilon_{tot} = 30, 50, 70\%$ la 200 — — 250°C. Ele s-au efectuat pe laminor cu cilindri cu tăblie netedă. Recoacerea de recristalizare s-a realizat la patru temperaturi > 350°C (începutul recristalizării) cu menţinere 75 min. Temperaturile la care a fost realizată recoacerea de recristalizare sînt : $T_{rec} = 400, 450, 500, 550$°C. S-a efectuat apoi decaparea într-o soluţie preparată pentru aceste alame conform ASTM 61—72 (100 ml HCl + 20 ml

Tabelul

Compoziția chimică a aliajelor studiate

A	Cu	Impurități, %						Zn
		As	Al	Ni	Mn	Fe	Pb	Sb	
1	89,8		0,003	0,001	0,002	0,001		0,005	
2	78,8	0,001	0,008	0,001	0,002	0,001	0,01	0,40	rest
3	71,3		0,03	0,02	0,01	0,091		0,20	

H_2SO_4 + 80 ml apă distilată) la temperatura de lucru a camerei și timp de imersie pentru probe în soluție 2 — 5 min; spălare în apă distilată și uscare în etuvă la 110°C pînă cînd nu se mai înregistrează variații de masă și cîntărire la balanță analitică, cu precizie de 0,0001 g. Testul de coroziune s-a efectuat în mediu corosiv, în soluție de NH_4Cl, la o temperatură de lucru de 60°C, cu timp de menținere 12 ore. În final, probele au fost decapate, spălate, uscate și cîntărite la aceeași balanță.

Tabelul 2

Rezultatele obținute în urma determinărilor *Rm*, daN/mm²

Proba	A \ T	400	450	500
1	1.1	32,4	32	31,9
2	1.2	34,1	33,8	33,2
3	1.3	36,8	35,2	34,8
4	2.1	35,4	34,1	32,6
5	2.2	36,7	35,3	34,1
6	2.3	38,3	37,1	36,3
7	3.1	39,6	37,6	34,8
8	3.2	40,1	36,8	37,2
9	3.3	40,6	39,3	38,4

ε = 30; 50; 70%
A — aliaj
T — temperatura, °C

Tab lul 3

Rezultatele obținute în urma determinărilor *HB*

Proba	A \ T	400	450	500	550
1	1.1	53.8	52,8	48,	46,7
2	1.2	55,1	54,9	53,8	52,1
3	1.3	56,1	58,1	56,8	53,2
4	2.1	69,1	66,8	60,5	60,1
5	2.2	74,3	72,3	68,7	63,2
6	2.3	76,8	74,3	69,6	64,3
7	3.1	102,1	100,8	100,1	99,4
8	3.2	106,1	105	103,4	97,8
9	3.3	111	106,1	104,8	96,1

A — aliaj
T — temperatura *TT*, °C

Pentru starea recoaptă au fost efectuate determinări ale lui *Rm* (daN/mm²), rezultatele obținute fiind prezentate în tabelele 2 și 3.

Pe baza rezultatelor obținute (tab. 2) a fost determinat modelul matematic (ecuația de regresie), care descrie dependența lui *Rm* de (T_{rec}, ε, % Zn).

Pentru început s-a încercat obținerea unei ecuații liniare de forma:

$$\hat{Y}(Rm) = b_0 + \sum_{i=1}^{3} b_i x_i, \text{ daN/mm}^2$$

Tabelul 4

Dependența lui *Rm* de (T_{rec}, ε, % Zm)

Factorii	%, Zn	T_{rec}, °C	ε, %
Cod	X1	X2	X3
Xio	19	450	50
x	9	50	20
+1	28	500	70
1	10	400	30

Tabelul 5

Matricea experimentului

Proba	X_0	X_1	X_2	X_3	*Rm*
1	+	—	+	—	31,9
2	+	+	—	—	40,6
3	+	—	—	—	32,4
4	+	+	+	—	34,8
5	+	—	—	+	36,8
6	+	+	+	+	38,4
7	+	—	+	+	34,8
8	+	+	—	+	39,6

Coeficienții ecuației de regresie se calculează cu valorile:

$$b_0 = \frac{1}{8} \sum_{i=1}^{8} RmX_0 = 36{,}17$$

$$b_1 = \frac{1}{8} \sum_{i=1}^{8} RmX_1 = 2{,}19$$

$$b_2 = \frac{1}{8}\sum_{i=8}^{8} RmX_2 = 1{,}19$$

$$b_3 = \frac{1}{8}\sum_{i=1}^{8} RmX_3 = 1{,}23$$

Tabelul 6

Verificarea statistică a coeficienților

Proba	exp	$\bar{Y}$	$\lvert\Delta Y\rvert$	$\lvert\Delta Y\rvert^2$	$\nu_2 = n - 1$
1	38,3		0,34	0,11	
2	39,2	37,96	1,24	1,54	3−2=1
3	36,4		1,56	2,43	

$$S_0^2 = \Sigma(\lvert\Delta Y\rvert)^2/\nu_2 = 2{,}04\,; \qquad S_{bi}^2 = S_0^2/8 = 0{,}255$$

$$S_{bi} = \sqrt{S_{bi}^2} = 0{,}505 \qquad t_\alpha(8) = 23$$

$$\Delta bi = 2{,}3 \times 0{,}505 = 1{,}16$$

Condiția de verificare statistică a coeficienților este:

$$\text{la} \lvert bi\rvert > \lvert\Delta bi\rvert.$$

Deci modelul este următorul:

$$\tilde{Y}(Rm) = 36{,}17 + 2{,}19x_1 - 1{,}19\,x_2 + 1{,}23\,x_3$$

$$S_{conc}^2 = \Sigma(\lvert\Delta Y\rvert)^2/\nu_1 = 2786$$

$$F_{calc} = S_{conc}^2/S_0^2 = 1{,}365$$

$$F_{0\,05}^{tab}(\nu_1, \nu_2) = F_{0\,05}^{tab}(4,2) = 19{,}55$$

$$F_{calc} < F_{0.05}^{tab}(\nu_1, \nu_2) =$$

Modelul este concordant și poate fi folosit în continuare pentru a fi optimizat.

Tabelul 7

Verificarea concordanței modelului

Y_{exp}	$\tilde{Y}$	$\lvert\Delta Y\rvert$	$\lvert\Delta Y\rvert^2$	$\nu_1 = N = k'$
31,9	31,57	0,33	0,109	
40,6	38,31	2,2	5,244	
32,4	33,93	1,55	2,402	
34,8	35,93	1,13	1,277	8−4=4
36,8	36,41	0,39	0,152	
38,4	38,39	0,01	10^{-4}	
34,8	34,06	0,77	0,523	
39,6	40,77	1,17	1,369	

Decodificarea coeficienților:

$$x_1 = \frac{\%\text{Zn} - 19}{9}\,; \qquad x_2 = \frac{T_{rec} - 450}{50}$$

$$x_3 = \frac{\%\varepsilon - 50}{20}$$

Pe baza datelor experimentale se poate trasa diagrama spațială de variație a lui $Rm = f(T_{rec}, °C, \varepsilon\ \%\text{Zn})$.

Rezultatele testului de coroziune au fost centralizate în tabelul 8, în care rezistența la coroziune (K) este prezentată atît în forma uzuală de (g/m²), cît și sub formă de adîncime de pătrundere (mm/an).

În continuare a fost determinată ecuația de regresie care descrie dependența lui K față de acești parametri (tab. 9).

Ecuația la care se ajunge are forma:

$$\tilde{Y}(K) = b_0 + \sum_{i=1}^{4} b_i x_i$$

Deoarece, dintre toți factorii, ultimul, x_4 respectiv concentația mediului de coroziune, variază doar la două niveluri, superior (+1) și inferior (−1), influența lui se studiază numai din punct de vedere calitativ.

Studiindu-se influența a patru factori, experimentul factorial complet cuprinde $2 = 16$ experiențe. În această primă etapă, cînd nu se cunosc decît puține date despre procesul care face obiectul analizei, se consideră suficientă determinarea modelului liniar de forma:

$$Y(K) = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_4x_4$$

Aceasta este cauza pentru care se alege experimentul factorial fracționînd 2^{4-1} în contrastul determinant $1 = x_1x_2x_3x_4$, iar raportul generator $x_4 = x_2x_3x_1$.

Matricea experimentului

Determinarea coeficientului ecuației de regresie: $b_0 = 44{,}07$; $b_1 = 5{,}21$; $b_2 = 2{,}18.10^{-3}$; $b_3 = 1{,}14$; $b_4 = 4{,}66$.

Verificarea statistică a coeficienților:

$$S_0^2 = \Sigma(\lvert\Delta Y\rvert)^2 \quad \nu_2 = 43\,10^8$$

$$S_{bi}^2 = S_0^2/8 = 5{,}37\,10^{-8}$$

$$S_{bi} = \sqrt{S_{bi}^2} = 2{,}32\ \ 10^{-4} \qquad t_\alpha\,(8) = 2{,}3$$

$$\Delta bi = 2{,}32\ \ 10^{-4} \times 2{,}3 = 5{,}34\,10^{-4}$$

În condiții ca $\lvert bi\rvert > \lvert\Delta bi\rvert$ rezultă:

$$(K) = (44{,}04 + 5{,}21\,x_1 + 2{,}10\,x_2 + 1{,}14\,x_2 + \\ + 1{,}14\,x_3 + 4{,}66_4)\,10^{-3}\ \text{g/m}^2\ \text{zi}$$

Verificarea concordanței modelului (tabel 12)

$$S_{\text{conc}}^2 = \Sigma\,(\lvert\Delta Y\rvert)^2/\,\nu_1 = 6{,}94\,10^{-6}$$

$$F_{\text{calc}} = S_{\text{conc}}^2/S_2^c = 16{,}14$$

$$F_{0.05}^{\text{tab}}\,(\nu_1, \nu_2) = F_{0.05}^{\text{tab}}\,(3,2) = 19{,}16$$

$$F_{\text{calc}} < F_{0,05}^{\text{tab}}\ (3,2)$$

Rezultatele testului de coroziune *Tabelul 8*

K	A	11	12	13	21	22	23	31	32	33	A – aliaj
a, mm/an		1,174	1,198	1,430	1,318	1,580	1,601	1,653	1,918	1,956	X
b, g/m²zi	10^{-3}	28,4	28,9	34,5	31,6	37,9	38,4	38,2	44,3	45,2	400°
	a	1,600	1,704	1,746	1,510	1,476	1,710	2,238	2,173	2,571	Y
	b	38,6	41,1	42,1	36,2	35,4	41	51,7	50,2	59,4	
	a	1,132	1,177	1,223	1,297	1,322	1,426	1,679	1,701	1,956	W
	b	27,3	28,4	29,5	31,1	31,7	34,2	38,8	39,3	42,5	450°
	a	1,310	1,401	1,377	1,372	1,439	1,543	1,731	1,779	1,818	Z
	b	31,6	33,8	33,2	32,9	34,5	37	40	41,1	42	
	a	1,538	1,592	1,605	1,409	1,359	1,551	1,961	1,995	2,091	F
	b	37,1	38,4	38,6	33,8	32,6	37,2	45,3	46,1	48,3	500°
	a	1,938	1,969	2,032	1,626	1,797	1,993	2,082	2,407	2,372	P
	b	46,2	47,4	49	39	43,1	47,8	48,1	55,6	54,8	

$\varepsilon = 30 : 50 : 70\,\%$;
$X : W : F - 50$ g/l
$Y : Z : P - 100$ g/l

Tabelul 9

Matricea experimentului

Factorii	%, Zn	T_{rec}, °C	ε, %	conc(g/l)
Cod	$X1$	$X2$	$X3$	$X4$
X_{10}	19	450	50	—
Δx	9	50	20	—
+1	28	500	70	100
−1	10	400	30	50

Modelul este coordonat și poate fi utilizat în continuare spre a fi optimizat.

Concluzii

Cercetările experimentale efectuate au permis următoarele: a) determinarea modelului matematic de variație a caracteristicilor mecanice Rm, în funcție de parametrii de deformare plastică, tratament termic și compoziție chimică. Acest model permite stabilirea parametrilor optimi, în funcție de caracteristicile de exploatare impuse țevilor (simulare pe calculator).

Determinare modelului matematic de variație a vitezei de coroziune K, în funcție de parametrii de deformare, tratament termic, compoziție chimică și de concentrația mediului ales.

Acest model permite, pentru mediul stabilit, alegerea parametrilor optimi care asigură o viteză minimă de coroziune (simulare pe calculator).

Tabelul 10

Verificarea statistică a coeficienților

Experimentul	X_0	X_1	X_2	X_3	X_4	$K10^{-3}$
1	+	−	+	+	−	38,6
2	+	−	−	−	−	28,4
3	+	−	−	+	+	42,1
4	+	+	+	−	−	45,3
5	+	+	+	+	+	54,8
6	+	−	+	−	+	46,2
7	+	+	−	+	−	45,2
8	+	+	−	−	+	51,7

Tabelul 11

Verificarea statistică a coeficienților

Experimentul	$Y_{exp}\,10^{-3}$	$\bar{Y}\,10^{-3}$	$\lvert\Delta Y\rvert 10^{-3}$	$\lvert\Delta Y\rvert^2 10^{-8}$	$\nu_2 = n-1$
1	50,6		0,7	49	
2	49,8	49,9	0,1	1	3−2=1
3	49,3		0,6	36	

Tabelul 12

Verificarea concordanței modelului pentru viteza la coroziune

$Y_{exp}\,10^{-3}$	$\tilde{Y}10^{-3}$	$\lvert\Delta Y\rvert 10^{-3}$	$\lvert\Delta Y\rvert^2 10^{-6}$	$\nu_1 = N-K'$
38,6	37,49	1,11	1,231	
28,4	30,85	2,45	6,00	
42,1	42,45	0,35	0,121	
45,3	45,63	0,33	0,100	8−5=3
54,8	57,23	2,43	5,90	
46,2	44,53	1,67	2,78	
45,2	43,55	1,61	2,72	
51,7	50,29	1,41	1,98	

Prof. dr. ing. Ortansa Landauer,
dr. ing. Olga Iulian,
dr. ing. Maria Constantinescu-Manea și
dr. ing. Angela Lupu
Institutul Politehnic București

Inhibarea coroziunii oțelurilor în mediu de acid clorhidric

CZ: 620.193.41

Inhibarea acțiunii mediului agresiv asupra suprafețelor metalice a devenit una din metodele eficiente de reducere a efectelor coroziunii în instalațiile industriale.

Inhibitorii sînt des utilizați în soluții acide, deoarece acestea sînt medii deosebit de agresive pentru metale. Majoritatea inhibitorilor coroziunii acide sînt compuși organici polari, care conțin atomi ce posedă un surplus de electroni, respectiv o densitate de electroni mărită; datorită efectelor inductive sau electronice ce apar în moleculele lor ei pot acționa ca donori de electroni, micșorînd astfel tendința de ionizare a metalului [1].

Soluțiile de acid clorhidric, pînă la concentrația 4,5 M utilizate ca agenți de decapare pentru aliajele feroase sînt deosebit de agresive și în afara stratului de oxid, dizolvînd și o parte din metalul de bază, fapt care duce la modificarea geometriei suprafeței pieselor supuse prelucrării și la impurificarea băilor de decapare. Pentru eliminarea acestui neajuns se utilizează inhibitori de coroziune în soluțiile de decapare.

Lucrarea constituie, în cadrul acestei preocupări, un studiu privind influența inhibitorilor de tip COSINTAM (produse obținute în țară) asupra procesului de dizolvare a oțelului în medii de acid clorhidric.

Metodele de lucru și aparatura

Studiul influenței inhibitorilor Cosintam privind procesele de coroziune a oțelului OL 37 în soluții de acid clorhidric s-a efectuat utilizînd metoda gravimetrică și unele teste electrochimice galvanostatice.

Determinările gravimetrice s-au efectuat pe probe din OL 37 cu dimensiunile 32 × 49 × × 2 mm. Probele au fost șlefuite, degresate, spălate, uscate și cîntărite.

După expunere în mediu corosiv, produșii de coroziune au fost îndepărtați prin ștergere cu citrat de amoniu 15%. Apoi, probele au fost spălate atent, uscate și cîntărite.

Eficiența inhibitorilor a fost calculată cu relația:

$$P, \% = \frac{\Delta G_0 - \Delta G_i}{\Delta G_0} \cdot 100$$

în care ΔG_0 reprezintă pierderea în greutate a probei în lipsa inhibitorului, iar ΔG_i pierderea în greutate în prezența inhibitorului.

Condițiile în care s-au făcut testările s-au urmărit să fie cît mai apropiate de cele industriale (concentrația acidului, temperatura). Soluțiile au fost preparate din reactivi chimici puri și apă distilată.

Inhibitorii testați sînt derivați imidazolinici 1, 2 disubstituiți, sintetizați la Catedra de Tehnologie chimică organică din Institutul Politehnic București, din materii prime indigene (acizi și poliamide, proveniți din Combinatul chimic Mărășești și Combinatul chimic Rm. Vîlcea [2]).

Testele gravimetrice s-au desfășurat pe o durată de zece zile.

Testele electrochimice și trasarea curbelor galvanostatice s-au efectuat pe un montaj clasic.

Electrodul de lucru, din oțelul studiat, cu suprafața de 1 cm², a fost șlefuit cu hîrtie de șmirghel, degresat, spălat și uscat, înainte de a fi introdus în celula de polarizare.

Ca electrod de referință s-a folosit electrodul de calomel saturat, față de care sînt raportate toate valorile potențialelor.

Pentru o mai bună reproductibilitate a datelor, electrozii au fost prelucrați electrochimic prin polarizare catodică în domeniul degajării hidrogenului. Prin acest tratament, suprafața electrodului devine omogenă din punct de vedere electrochimic.

Din curbele de polarizare ridicate în absența și în prezența inhibitorului s-au determinat potențialele de coroziune (staționare) și curenții de coroziune. Eficiența inhibitorului de coroziune s-a calculat cu relația:

$$P, \% = \frac{i_0 - i}{i_0} \cdot 100$$

în care i_0, i reprezintă curentul de coroziune determinat din curba de polarizare în absența, respectiv în prezența inhibitorului.

Datele experimentale

Determinări gravimetrice

Pe baza determinărilor de pierdere în greutate s-au calculat vitezele de coroziune și efectul protector al inhibitorilor testați, pentru diferite condiții de lucru.

Influența tipului de inhibitor

Din datele experimentale s-au trasat reprezentările viteză de coroziune-timp, pentru trei inhibitori de tip Cosintam la aceeași concentrație în soluție (1 g/l). Se observă că inhibitorul Cos 12 — 22 și 12 — 29 prezintă o comportare mai bună, viteza de coroziune în primul interval menținîndu-se între 0,15 și 0,19 g/m²h față de 0,305 — 0,330 g/m²h, viteza de coroziune a oțelului în acid clorhidric în prezența a 1 g/l Cos 12—28. La toți inhibitorii folosiți, viteza de coroziune se menține constantă un timp (variind între 90 și 150 ore), după care se manifestă o ușoară tendință de creștere. Această constatare îi îndreptățește pe autori să recomande utilizarea acestui tip de inhibitor pentru durate scurte de lucru.

Cauza acestui neajuns poate fi pusă pe seama procesului de hidroliză pe care îl suferă inhibitorul, care are ca urmare diminuarea și chiar anularea efectului protector.

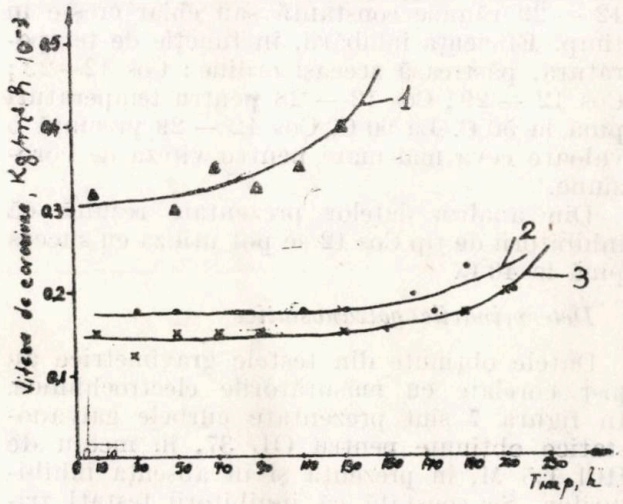


Fig.1. Curbele viteză de coroziune — timp pentru oțelul OL 37 în acid clorhidric 1,5 M, în prezența a 1 g/l inhibitor: *1* — Cos 12—28; *2* — Cos 12—29; *3* — Cos 12 — 22

Datorită acestui proces de hidroliză este necesară adăugarea unei noi cantități de inhibitor la anumite intervale de timp, pentru a asigura concentrația optimă pentru protecție, în tot intervalul de timp de lucru.

Efectul protector al celor trei inhibitori variază între 69 și 86% (tab. 1), cele mai bune rezultate obținîndu-se în prezența Cos 12 —22.

Tabelul 1

Efectul protector al inhibitorilor cobintan asupra coroziunii OL 37 în soluție de HCl 1,5 M, la un timp de expunere de 30 ore

Inhibitorul testat		Concentrația inhibitorului	Efectul protector %
Cosintam	12—28	1g/	69
Cosintam	12—29	1 g/l	78
Cosintam	12—22	1 g/l	86

Influența concentrației acidului clorhidric

Inhibitorul Cos 12 — 22, care a prezentat cea mai bună comportare, s-a testat în continuare în medii de acid clorhidric de concentrație diferită, pentru același conținut de inhibitor în soluție (1 g/l).

Rezultatele prezentate în figura 2 arată că, o dată cu mărirea concentrației acidului, viteza de coroziune a oțelului crește mult; dacă în soluții de acid clorhidric de 1,5 M, viteza de coroziune se menține în jurul valorii de 0,17 g/m²h, iar în soluții de 2M atinge valoarea de 1,3 g/m²h. În soluții de acid clorhidric de 4,5 M dependența viteză de coroziune-timp prezintă o comportare deosebită. La început se obțin valori mari pentru viteza de coroziune (3,05 g/m²h) care, apoi, scad pînă la jumătate (1,5 g/m²h) după 130 — 150 ore de menținere a probei de oțel în mediu corosiv. Se presupune că, în acest interval de timp, moleculele de inhibitor reușesc să înlocuiască ionii de halogenură adsorbiți pe suprafața metalului [3], manifestîndu-se astfel efectul inhibitor prin modificarea structurii stratului dublu electrochimic

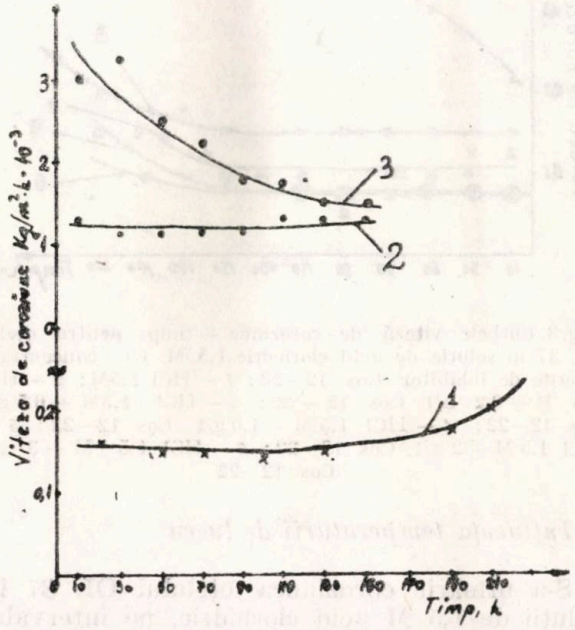


Fig. 2. Curbele viteză de coroziune — timp pentru oțelul OL 37 în soluție de acid clorhidric, de diferite concentrații, în prezența inhibitorului Cos 12—22 (1 g/l): *1* — HCl 1,5M; *2* — HCl 3M; *3* — HCl 4,5 M

și, ca o consecință, are loc modificarea parametrilor electrochimici, care determină amploarea procesului de dizolvare a metalelor.

Influența concentrației inhibitorului

Pentru a stabili concentrația de inhibitor eficientă și în același timp economică, la care se manifestă un efect protector satisfăcător s-au utilizat soluții de acid clorhidric 1,5 M, în care s-au introdus cantități variabile de inhibitor Cos 12 — 22. Din datele experimentale (fig. 3), se observă că prezența inhibitorului în soluția de acid clorhidric micșorează mult viteza de coroziune a oțelului. Creșterea concentrației inhibitorului mărește efectul său protector (tab. 2). Astfel, mărirea concentrației inhibitorului în soluție de la 0,2 la 1g/l duce la creșterea efectului inhibitor cu 32 procente. Totuși, la concentrații mai mari de 1g/l inhibitor Cos 12 — 22, viteza de coroziune este mai puțin influențată, efectul protector necrescînd prea mult (~ 3 procente). Deci, nu este economică utilizarea unei concentrații mai mari de 1 g/l inhibitor.

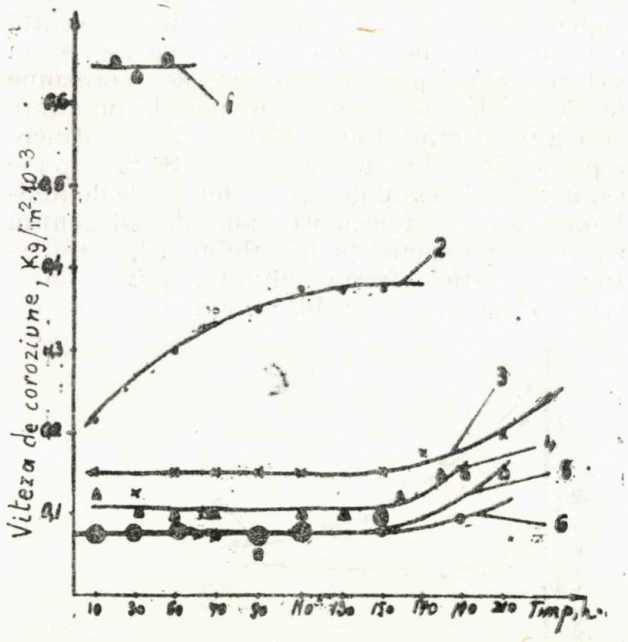


Fig. 3. Curbele viteză de coroziune — timp pentru oțelul OL 37 în soluție de acid clorhidric 1,5 M cu concentrații diferite de inhibitor Cos 12—22: *1* — HCl 1,5M; *2* — HCl 1,5 M + 0,2 h/1 Cos 12 — 22; *3* — HCl 1,5M + 0,5 g/l Cos 12—22; *4* — HCl 1,5 M + 1,0 g/l Cos 12—22; *5* — HCl 1,5 M + 2 g/l Cos 12—22; *6* — HCl 1,5 M + 3 g/l Cos 12—22

Influența temperaturii de lucru

S-a urmărit coroziunea oțelului OL 37 în soluții de 1,5 M acid clorhidric, pe intervalul de temperaturi 20 — 60°C, în prezența a trei tipuri de inhibitori Cosintam. Rezultatele experimentale sînt prezentate în figurile 4, 5 și 6.

Tabelul 2

Influența concentrației inhibitorului Cos 12—22 asupra coroziunii oțelului OL 37 în soluție de 1,5 M HCl la un timp de expunere de 40 ore

Inhibitorul testat	Concentrația inhibitorului, g/l	Efectul protector, %
Cos 12—22 în HCl 1,5M	0,2	54
	0,5	77
	1,0	86
	2,0	88
	3,0	88

Din figurile anterioare se constată că pentru toți inhibitorii testați, se observă o creștere a vitezei de coroziune o dată cu creșterea temperaturii. S-au utilizat concentrații mai mari de inhibitor (3 g/l) deoarece, din studiile experimentale intreprinse, s-a ajuns la concluzia că, la temperaturi mai mari, are loc desorbția moleculelor de inhibitor de pe suprafața metalică, fapt cunoscut de altfel din literatura de specialitate [1], [3], [4].

Se remarcă faptul că, la temperatura de 20°C, valorile vitezelor de coroziune sînt comparabile, fiind cuprinse între 0,1 și 1 g/m²h și pentru toți cei trei inhibitori testați scad în timp. De la temperatura de 40°C încep diferențierile: dacă pentru Cos 12 — 22 variația în timp a vitezei de coroziune rămîne neschimbată, scăzînd în timp, pentru Cos 12 — 28 și Cos 12 — 29 rămîne constantă sau chiar crește în timp. Eficiența inhibării, în funcție de temperatură, păstrează aceeași ordine: Cos 12—22; Cos 12 — 29; Cos 12 — 28 pentru temperaturi pînă la 50°C. La 60°C, Cos 12 — 29 prezintă o valoare ceva mai mare pentru viteza de coroziune.

Din analiza datelor prezentate rezultă că inhibitorii de tip Cos 12 se pot utiliza cu succes pînă la 40°C.

Determinările galvanostatice

Datele obținute din testele gravimetrice au fost corelate cu măsurătorile electrochimice. În figura 7 sînt prezentate curbele galvanostatice obținute pentru OL 37, în mediu de HCl 1,5 M, în prezența și în absența inhibitorilor. Se constată că innibitorii testați frînează procesul catodic, deci sînt inhibitori catodici. Ordinea crescătoare a eficienței inhibitorului este aceeași ca cea de la testele gravimetrice, inhibitorul Cos 12—22 avînd comportarea cea mai bună.

Influența concentrației inhibitorului a fost studiată pe inhibitor Cos 12—22; curbele prezentate în figura 8 indică faptul că valoarea optimă și economică a concentrației inhibitorului în soluție este 1 g/l.

Curbele redate în figurile 7 și 8 prezintă forma generală a unor curbe galvanostatice, cu un domeniu Tafel bine conturat. Din extra-

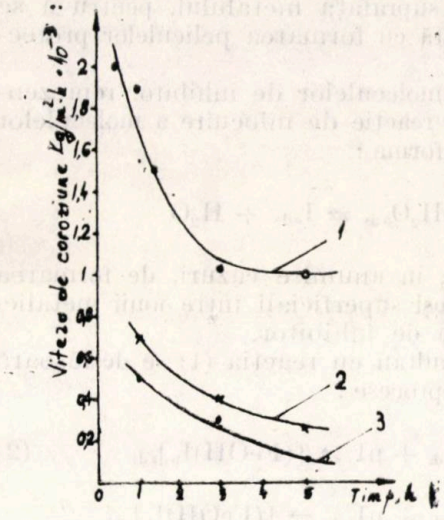


Fig. 4. Curbele viteză de coroziune — timp pentru oțelul OL 37 în soluție 1,5 M acid clorhidric, cu 3 g/l Cos 12—28 pentru temperaturile: *1* — 60°C; *2* — 40°C; *3* — 20°C

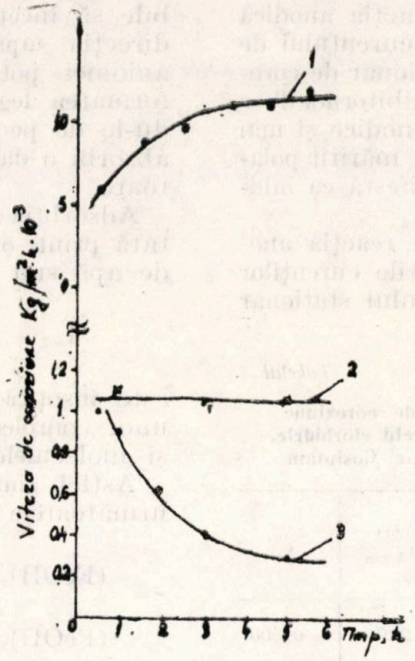


Fig. 5. Curbele viteză de coroziune — timp pentru oțelul OL 37 în soluție 1,5 M acid clorhidric, cu 3 g/l Cos 12 — 29 pentru temperaturile: *1* — 60°C; *2* — 40°C; *3* — 20°C

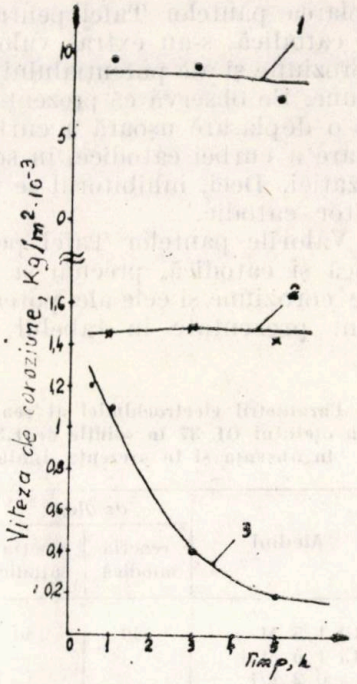


Fig. 6. Curbele viteză de coroziune — timp pentru oțelul OL 37 în soluție 1,5 M acid clorhidric cu 3 g/l Cos 12 — 22 pentru temperaturile: *1* — 60°C; *2* — 40°C; *3* — 20°C

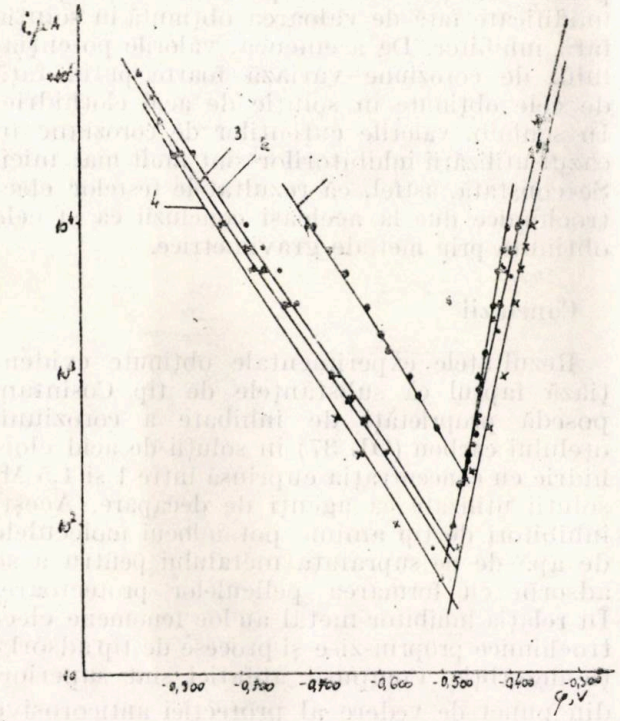


Fig. 7. Curbele galvanostatice staționare pentru oțelul OL 37 în HCl 1,5 M: *1* — fără inhibitor; *2* — cu 1 g/l Cos 12—28; *3* — cu 1 g/l Cos 12—29; *4* — cu 1 g/l Cos 12—22

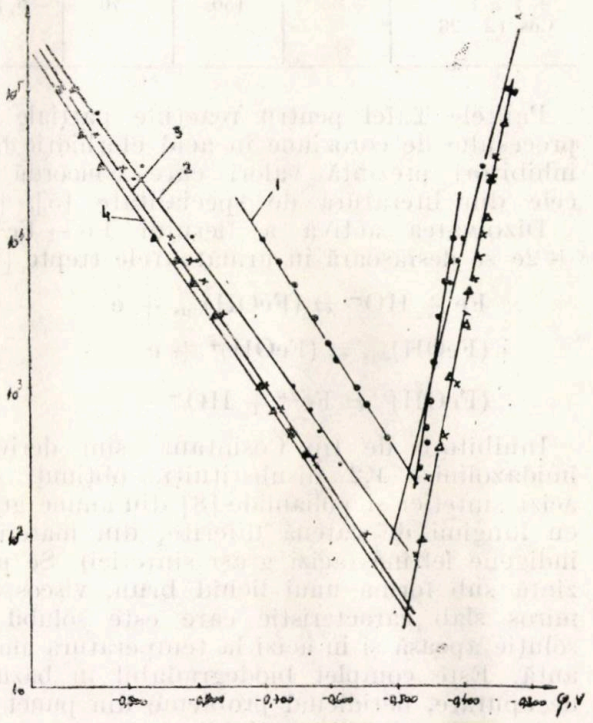


Fig. 8. Curbele galvanostatice staționare pentru oțelul OL 37 în: *1* — HCl 1,5 M; *2* — HCl 1,5 M + 0,2 g/l Cos 12—28; *3* — HCl 1,5 M + 1,0 g/l Cos 12—29; *4* — HCl 1,5 M + + 2 g/l Cos 12—22

polarea pantelor Tafel pentru reacţia anodică şi catodică, s-au extras valorile curentului de coroziune şi ale potenţialului staţionar de coroziune. Se observă că prezenţa inhibitorilor duce la o deplasare uşoară a curbei anodice şi mai mare a curbei catodice, în sensul măririi polarizaţiei. Deci, inhibitorul se manifestă ca inhibitor catodic.

Valorile pantelor Tafel pentru reacţia anodică şi catodică, precum şi valorile curenţilor de coroziune şi cele ale potenţialului staţionar sînt prezentate în tabelul 3.

Tabelul 3

Parametrii electrochimici ai reacţiei de coroziune a oţelului OL 37 în soluţie de 1,5 M acid clorhidric, în absenţa şi în prezenţa inhibitorilor Cosintam

Mediul	$\partial\varepsilon/\partial\log i$		i_{cor}, $\mu A/cm^2$	ε_{cor}, V
	reacţia anodică	reacţia catodică		
HCl 1,5 M	40	140	220	−0,500
HCl 1,5 M + + 0,2 g/l Cos 12–22	45	155	102	−0,500
HCl 1,5 M + + 1,0 g/l Cos 12–22	50	150	30	−0,455
HCl 1,5 M + + 2 g/l Cos 12–22	50	150	28	−0,485
HCl 1,5 M + + 1 g/l Cos 12–29	60	145	60	−0,475
HCl 1,5 M + + 1 g/l Cos 12–28	55	150	70	−0,470

Pantele Tafel pentru reacţiile parţiale ale procesului de coroziune în acid clorhidric fără inhibitori prezintă valori care concordă cu cele din literatura de specialitate [5], [6].

Dizolvarea activă a fierului $Fe \rightarrow Fe^{2} + 2e$ se desfăşoară în următoarele trepte [7]:

$$Fe + HO^- \rightleftarrows (FeOH)_{ads} + e$$

$$(FeOH)_{ads} \rightleftarrows (FeOH)^+ + e \qquad (1)$$

$$(FeOH)^+ \rightleftarrows Fe^{2+} + HO^-$$

Inhibitorii de tip Cosintam sînt derivaţi imidazolinici 1,2 disubstituiţi, obţinuţi din acizi sintetici şi poliamide [8] din amine grase cu lungimi de catenă diferite, din materiale indigene ieftine (acizi graşi sintetici). Se prezintă sub forma unui lichid brun, vîscos, cu miros slab caracteristic care este solubil în soluţie apoasă şi în acizi la temperatura ambiantă. Este complet biodegradabil în bazinul de epurare, neridicînd probleme din punct de vedere al poluării mediului.

Inhibitorii Cosintam sînt inhibitori de adsorbţie, care formează pe suprafaţa metalului straturi adsorbite, puternic aderente, capabile să încetinească difuzia anionilor acizi în direcţia suprafeţei metalului. Aceşti compuşi anionici pot înlocui molecule de apă prin formarea legăturilor de hidrogen, îndepărtîndu-le de pe suprafaţa metalului, pentru a se absorbi o dată cu formarea peliculelor protectoare.

Adsorbţia moleculelor de inhibitor reprezentată printr-o reacţie de înlocuire a moleculelor de apă sub forma:

$$I_{sol} + H_2O_{ads} \rightleftarrows I_{ads} + H_2O$$

este însoţită, în anumite cazuri, de formarea unor complecşi superficiali între ionii metalici şi moleculele de inhibitor.

Astfel, simultan cu reacţia (1) se desfăşoară următoarele procese:

$$(FeOH)_{ads} + nI \rightleftarrows [(FeOH)I_n]_{ads} \qquad (2)$$

$$(FeOH)_{ads} + nI_{ads} \rightleftarrows [(FeOH)I_n]_{ads}$$

$$[(FeOH)I_n]_{ads} \rightleftarrows [(FeOH)I_n]^+ + e$$

$$[(FeOH)I_n]^+ \rightleftarrows [(FeO)I_n] + HO^-$$

Pantele Tafel pentru reacţia catodică de descărcare a hidrogenului în soluţii cu inhibitor sînt aproximativ egale cu valoarea obţinută în soluţii fără inhibitor. Pantele Tafel pentru reacţia anodică prezintă valori puţin modificate faţă de valoarea obţinută în soluţia fără inhibitor. De asemenea, valorile potenţialului de coroziune variază foarte puţin faţă de cele obţinute în soluţie de acid clorhidric. În schimb, valorile curenţilor de coroziune în cazul utilizării inhibitorilor sînt mult mai mici. Se constată, astfel, că rezultatele testelor electrochimice duc la aceleaşi concluzii ca şi cele obţinute prin metode gravimetrice.

Concluzii

Rezultatele experimentale obţinute evidenţiază faptul că substanţele de tip Cosintam posedă proprietăţi de inhibare a coroziunii oţelului carbon (OL 37) în soluţii de acid clorhidric cu concentraţia cuprinsă între 1 şi 4,5 M, soluţii utilizate ca agenţi de decapare. Aceşti inhibitori de tip aminic pot înlocui moleculele de apă de pe suprafaţa metalului pentru a se adsorbi cu formarea peliculelor protectoare. În relaţia inhibitor-metal au loc fenomene electrochimice propriu-zise şi procese de tip adsorbţie-desorbţie. Compuşii alifatici sînt superiori din punct de vedere al protecţiei anticorosive faţă de cei aromatici. Cele mai bune rezultate se obţin la utilizarea inhibitorilor de tip Cos 12 — 22 şi 12 — 29, iar cele mai slabe cu inhi-

bitorul Cos 12 — 28. O dată cu creşterea concentraţiei acidului creşte şi cantitatea de inhibitor necesară unei protecţii eficiente.

Concentraţiile de acid clorhidric mai mari de 3M trebuie evitate din cauza agresivităţii lor.

Se recomandă utilizarea inhibitorilor în concentraţie de 1 — 2 g/l, în soluţii 1,5 M de acid clorhidric, în domeniul de temperatură 20 — 40°C, pentru un timp de maximum zece zile.

BIBLIOGRAFIE

[1] Lupu, A., Constantinescu, M., Drimuş, I. *Inhibitori de coroziune pentru protecţia metalelor.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1982.
[2] Drimuş, I., Lupu, A. Brevet R.S.R., nr. 68153/1976.
[3] Lorenz, W. J. Corrosion Sci. 5, 1965, p. 121.
[4] Lorenz, W. J., Yomaoko, F., Fischer H. Phys. Chem. 67, 1963, p. 932.
[5] Eichkorn, G., Lorenz, W., J., Albert, L., Fischer, H. Electrochim. Acta 13, 1968, p.183.
[6] Donohue, J., M., Nobe, K. J. Electrochem. Soc. 114, 1967, p. 682.
[7] Lupu, A. Brevet R.S.R., nr. 101758/1981.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 2, 1990

Sistem de aspiraţie în halele de turnare, p. 32 — Jgheab pentru separarea zgurii în cuptoare electrice cu inducţie sub vid, p. 33—Creşterea rezistenţei construcţiilor din metal în gropile de explozie, p. 33 — Perfecţionarea utilajului tehnologic de la laminorul 2800, p. 33 — Creşterea temperaturii de încălzire a aerului în recuperatorul ceramic al cuptoarelor adînci de încălzire, p. 34

Metallurgiie skaia i gornorudnaia promişlennost, U.R.S.S., nr. 4, 1989

Introducerea carbonului în compoziţia minereului de fier a încărcăturii furnalului — o metodă eficientă de reducere a consumului de cocs, p. 1 — Conducerea curentului de gaze la încărcarea furnalelor cu încărcătură de mai multe tipuri, p. 3 — Particularităţile elaborării fontei în furnale modernizate, p. 5 — Elaborarea metodei de analiză spectrală fotoelectrică a fontelor de furnal, p. 7 — Compararea construcţiilor noi ale dispozitivelor de încărcare a furnalelor şi alegerea unei variante optime de instalare a acestora, p. 9 — Influenţa calciului asupra segregaţiei axiale a fosforului în oţelul turnat continuu, p. 11 Cercetarea burdușirii crustei lingourilor cu gabarit mare turnate continuu, p. 13 — Îmbunătăţirea proprietăţilor mecanice ale metalului turnat continuu prin tratarea electrostatică a topiturii p. 15 Tehnologia de elaborare a tablei din oţel cu rezistenţă ridicată, p. 16 — Influenţa deformaţiei la încovoiere-întindere asupra proprietăţilor tablei din oţel, laminate la rece, p. 17 — Alegerea completelor de cilindri de laminor de la laminoarele continue de benzi late, în scopul minimizării devierii axelor acestora, p. 18 — Îmbunătăţirea eficienţei sistemului de ungere tehnologică a cilindrilor de la linia de laminare la cald 2500, p. 21 — Automatizarea sectorului de control şi de livrare a ţevilor, p. 23 — Laminarea ţevilor cu utilizarea crescută a cîmpului de toleranţă negativă pe agregatele pentru fabricarea ţevilor cu laminor automat şi laminor tandem, p. 24 — Influenţa schimbărilor structurii în apropierea suprafeţei de rulare a roţilor c.f. asupra vitezei de coroziune a oţelului, p. 27 — Influenţa defectelor interne asupra plasticităţii tehnologice a oţelului la refulare la rece, p. 29 — Cercetarea influenţei încălzirii repetate asupra structurii şi proprietăţilor oţelului beton, p. 31 — Elaborarea regimului de tratament termic al şinelor pentru rezistenţa ridicată şi studierea particularităţilor oţelului slab aliat cu Cr—Si—Mn ţinînd seamă de structura iniţială, p. 33 — Regimurile de funcţionare, creşterea fiabilităţii şi a productivităţii elongatorului de la laminorul Pilger, p. 45 — Instalaţie pentru distribuirea uniformă în oală a feroaliajelor p. 47 — Analiza siguranţei în exploatare a liniei de laminare elicoidală periodică 120, p. 49 — Lingotiera maşinii centrifugale de turnat, p. 50 — Asimilarea funcţionării cuptoarelor de încălzire repetată, p. 52 — Modelul matematic al transportului de căldură la formarea lingoului turnat continuu în cristalizor sub zgură, p. 54 — Fundamentarea normativelor cheltuielilor pentru repartiţiile utilajelor de la liniile de laminare, p. 57 — Analiza cheltuielilor pentru reparaţiile utilajelor din întreprinderile metalurgice, p. 59 — Acoperiri termorezistente pentru protecţia împotriva coroziunii a lingotierelor, p. 67 — Funcţionarea sistemului de transport pneumatic cu presiune scăzută, p. 68 — O metodă nouă de eliminare a prafului în întreprinderile metalurgice, p. 69 — Perfecţionarea tehnologiei de răcire accelerată a laminatelor în fluxul laminoarelor continue pentru sîrmă şi produse mărunte, p. 69 — Situaţia acustică la fabricarea ţevilor fără cusătură, p. 70 — Bioxidul de siliciu activ — floculant eficient la epurarea reziduurilor industriale de agenţii poluanţi neorganici, p. 72 — Alegerea unui utilaj în cadrul tehnologiei de economisire a materialelor la executarea capacelor pentru conservele alimentare, p. 74.

Dr. ing. I. Ripoşan
şi dr. ing. M. Chişamera
Institutul Politehnic Bucureşti

Desulfurarea fontei în cubiloul acid, sub acţiunea brichetelor speciale de carbură de siliciu metalurgică*

CZ: 661.665.1

Condiţiile sulfurării şi desulfurării fontei în cubilou

Conţinutul final de sulf al fontelor, la evacuarea acestora din cubilou, este determinat atît de natura încărcăturii metalice, cît şi de procesul de sulfurare din acest agregat de elaborare, sub acţiunea gazelor (SO_2) şi a cocsului.

Materialele metalice de tipul fontelor utilizate în cubilou au un aport ridicat în sulf. Astfel, fontele de primă fuziune (de furnal) au devenit surse importante de sulf, conţinutul acestui element depăşind frecvent 0,07% S, limită admisă de STAS 882-77. Acest lucru se datorează creşterii accentuate a sulfului în compoziţia cocsului utilizat în furnal, sub acţiunea măririi ponderii sorturilor de cărbune care conţin peste 2%S, participante la procesul de cocsificare.

Într-o lucrare precedentă [1] a fost arătat faptul că conţinutul mediu anual de sulf în fontele de furnal (tip FK) în România a crescut ca urmare a utilizării acestui cocs, depăşind în multe cazuri 0,07% S. Doar fontele de furnal speciale (tip FX) mai conţin valori scăzute ale conţinutului de sulf (sub 0,05% S).

În aceste condiţii, şi deşeurile de fontă (fonta veche) au conţinuturi ridicate de sulf, cu atît mai mult cu cît cocsul utilizat în cubilou a prezentat creşteri însemnate ale acestui element. Se reaminteşte faptul că normele de recepţie ale cocsului de turnătorie, inclusiv STAS 7491-89, prevăd conţinuturi limitate de sulf: max. 0,9% S (CT – 1); max. 1,0% S (CT – 2); max. 1,1% S (CT – 3). Frecvent însă, cocsul utilizat în cubilou, îndeosebi cel indigen, conţine sulf peste aceste limite, valorile de ordinul a 1,2 – 1,5% S devenind uzuale, în unele situaţii atingînd valori şi mai ridicate.

Deşeurile de oţel (fierul vechi) constituie în prezent una din puţinele categorii de materiale metalice cu conţinut scăzut de sulf (sub 0,05% S). Creşterea ponderii fierului vechi în încărcătura cubiloului, deşi favorizează micşorarea conţinutului de sulf al acesteia, poate duce totuşi la creşterea capacităţii de sulfurare a cubiloului. Astfel, în cazul în care în încărcătura cubiloului fierul vechi a crescut de la 0 la 100%, capacitatea de sulfurare a cubiloului a crescut de la 30 la 60%, ca urmare a majorării conţinutului de C şi Si al fontei şi a creşterii FeO în zgură [2], [3].

Din sulful adus de încărcătura metalică, circa 75% este preluat de fonta lichidă.

Sulfurarea fontei în cubilou are loc pe întreaga înălţime a acestuia. Acest proces începe în coloana de încărcătură metalică solidă, datorită reacţiei dintre SO_2 şi Fe, în urma căreia rezultă un strat la suprafaţa bucăţilor metalice (sub 0,1 mm), sub forma unui film subţire de oxizi de fier care conţin şi sulfură de fier [2]:

$$\{SO_2\} + \langle Fe\rangle = \langle FeS\rangle + \langle FeO\rangle \qquad (1)$$

$$\Delta G = -73.550 + 25{,}33 \cdot T$$

Procesul de sulfurare continuă însă cu intensitate sporită după topirea încărcăturii metalice, cînd coeficientul de difuzie a sulfului ($3 - 4 \cdot 10^{-5}$ cm²/s) este mult mai mare decît în cazul încărcăturii solide ($2 - 7.10^{-10}$, cm²/s).

$$\frac{1}{2}(S_2)\ \text{cocs} = [\%\ S]$$

$$\Delta G = -31.520 + 5{,}27\ T \qquad (2)$$

În aceste condiţii, factorul hotărîtor al procesului de sulfurare îl constituie cocsul care intervine în acest proces, îndeosebi prin conţinutul de sulf, granulaţie, consum. Utilizarea unui cocs de granulaţie scăzută şi neomogenă, respectiv cu suprafaţă specifică ridicată, în cantităţi mari (pat de cocs înalt) şi cu conţinut ridicat de sulf, constituie motivele principale pentru sulfurarea fontei în cubilou.

Din această cauză, în toate situaţiile în care se realizează reducerea consumului de cocs, este micşorat şi conţinutul de sulf al fontelor. O limitare a sulfurării fontei în cubilou a fost realizată şi în cazul în care o parte din cocsul din patul de cocs a fost înlocuit cu deşeuri de electrozi, materiale cu conţinut scăzut de sulf [2].

* *Obs*: La experimentări au mai participat · ing. L. Mateşoi, ing. D. Solduban, ing. D. Lazăr, ing. I. Stancu şi ing. A. Bria C. S. „Victoria" Călan;
ing. L. Moldovan — Intr. „Sticla" Turda;
ing. M. Puşcaş — Intr. „23 August" Satu Mare

Desulfurarea fontei în cubilou se bazează pe legarea sulfului în zgură sub formă de CaS și pe reducerea oxidului de fier rezultat din acest proces :

$$[FeS] + (CaO) = (CaO) + (FeO) \quad (3)$$

$$(FeO) + (E) = [Fe] + (EO) \quad (4)$$

$$[FeS] + (CaO) + (E) = (CaS) + (EO) + [Fe] \quad (5)$$

Pentru trecerea sulfului în zgură se utilizează calciul, sub formă de CaO, rezultat din disocierea calcarului în cubilou, în timp ce pentru reducerea oxidului de fier se apelează îndeosebi la carbon și siliciu. În aceste condiții, desulfurarea fontei în cubilou, sub acțiunea zgurii, are loc cu atît mai intens cu cît cantitatea de zgură, raportată la cea de fontă, este mai mare ; activitatea CaO în zgură este ridicată, în timp ce activitatea FeO este scăzută, crescînd activitatea elementelor cu acțiune dezoxidantă.

Activitatea CaO în zgura acidă depinde în principal de conținutul acestui oxid, respectiv de bazicitatea zgurii :

$$\ln a_{CaO} = 3{,}2 \cdot B - 7{,}77 \quad (6)$$

în care :

$$B = \frac{CaO + MgO}{SiO_2}$$

Mărirea valorii bazicității zgurii, prin adaos de calcar, are deci rol hotărîtor în asigurarea unei capacități ridicate de desulfurare a fontei (a_{CaS}/a_S) (tab. 1), fără însă ca aceasta să fie suficientă. Astfel, la o bazicitate dată, creșterea temperaturii zgurii de la 1 400 la 1 550 °C a determinat creșterea activității CaO în zgură de trei ori, respectiv a capacității de desulfurare de aproape două ori (tab. 2) [3], [4].

În același sens, acționează și fluidificarea zgurii, sub acțiunea unor adaosuri de fluorură de calciu (înlocuire pînă la 30% a calcarului) sau a unor brichete fondante de compoziție specială [6] — [11].

Tabelul 1

Punctele de transformare la încălzirea și răcirea oțelului

Bazicitatea zgurii $B = \frac{CaO + MgO}{SiO_2}$	0,6	1,1	1,7
Capacitatea de desulfurare a CaS/a	10	100	1 000

Tabelul 2

Compoziția chimică a oțelului studiat

Temperatura zgurii, °C	Activitatea CaO în zgură, $a_{CaO} \times 10^2$	Constanta reacției de desulfurare, $K_S \times 10^{-4}$
1 400	2,0	1,4
1 450	2,9	1,7
1 500	4,5	2,0
1 550	6,0	2,6

Activitatea oxigenului în zgură, de care depinde în mare măsură desulfurarea fontei, variază în limite largi, mărindu-se o dată cu creșterea valorii raportului oxid/metal, pentru o serie de elemente din compoziția fontelor : SiO_2/Si, MnO/Mn, FeO/Fe. Din acest motiv, creșterea conținutului de SiO_2, MnO și FeO în zgură și micșorarea conținutului de C, Si și Mn în fontă frînează desulfurarea fontei. În aceste condiții, utilizarea unei încărcături cu grad ridicat de impurificare (amestec de formare, pămînt, rugină) sau oxidări avansate în cubilou constituie factori de limitare a desulfurării. Se atrage atenția asupra faptului că toți factorii care favorizează oxidarea în cubilou (îndeosebi debit exagerat de aer sau repartiție nejudicioasă a acestuia între rîndurile de guri de aer) frînează desulfurarea. Creșterea temperaturii în cubilou acționează favorabil asupra desulfurării nu numai datorită creșterii activității oxidului de calciu în zgură, dar și prin limitarea oxidării (scăderea SiO_2, MnO și FeO în zgură) și favorizarea reducerii acestor oxizi. Din acest motiv, utilizarea aerului cald sau a oxigenului suplimentar constituie măsuri utile în vederea reducerii conținutului de sulf al fontelor.

În condiții date de funcționare a cubiloului, reducerea conținutului oxizilor de fier din zgură constituie o cale importantă de intensificare a desulfurării, cu participarea CaO din zgură.

Utilizarea siliciului sub formă de FeSi pentru dezoxidarea zgurii nu a dat rezultate corespunzătoare, datorită oxidabilității ridicate a acestui material :

$$2FeSi + 3O_2 = 2FeO + 2SiO_2 \quad (7)$$

În aceste condiții, zgura se va îmbogăți în SiO_2 și FeO, ceea ce echivalează cu creșterea activității oxigenului, respectiv cu frînarea desulfurării.

O comportare complet diferită manifestă însă în cubilou carbura de siliciu, care are tendință foarte scăzută de oxidare dar capacitate ridicată de interacțiune cu oxizii de fier din zgură și fontă.

Participarea carburii de siliciu la desulfurarea fontei în cubilou

Într-o serie de lucrări precedente [3], [7], [8] au fost prezentate caracteristicile de bază ale carburii de siliciu metalurgice, produs sintetic rezultat din reacţia dintre bioxidul de siliciu (nisip de înaltă puritate) şi carbon (cocs de petrol), în cuptoare electrice de construcţie specială, la un mare consum de energie (peste 10 000 kWh/t) :

$$SiO_2 + 3C = SiC + 2CO - Q \qquad (8)$$

În zonele cuptorului de înaltă temperatură (1 700 — 2 250°C), din reacţia de mai sus rezultă carbură de siliciu cu puritate ridicată (peste 98% SiC), cristalizată hexagonal şi romboedric, destinată produselor abrazive şi refractare. În partea exterioară a încărcăturii cuptorului special, la temperaturi mai scăzute (1 400 — 1 700°C) se formează carbură de siliciu cristalizată cubic, care conţine : 80 — 93% SiC ; 2 — 5% SiO_2 ; 2 — 6%C liber ; 0,2 — — 0,5% Fe ; 0,1 — 0,5% CaO ; 0,1 — 3% Al_2O_3 ; 0,1 — 0,3% Al ; max. 0,03% N ; max. 0,01% H ; max. 0,07%S etc. Acest material, cunoscut sub denumirea de „carbură de siliciu metalurgică", este utilizat în prezent în metalurgia feroasă, la elaborarea fontelor şi oţelurilor, pentru dezoxidarea şi alierea acestora.

Granulele de carbură de siliciu prezintă o peliculă superficială de SiO_2, ceea ce limitează în mare măsură interacţiunea acesteia cu gazele oxidante. Fără să se topească la temperaturi normale şi cu o temperatură de disociere la valori ridicate (2 500°C), carbura de siliciu se dizolvă uşor în fonta şi zgura lichidă, dezoxidîndu-le :

$$3[FeO] + SiC = 3[Fe] + (SiO_2) + \{CO\} \qquad (9)$$

$$(FeO) + (SiC) = [Fe] + [Si] + \{CO\} \qquad (10)$$

În aceste condiţii, desulfurarea fontei în cubilou, cu ajutorul calcarului, la adaosuri de carbură de siliciu, capătă forma :

$$(CaO) + [FeS] = (CaS) + (FeO) \qquad (11)$$

$$(FeO) + (SiC) = [Fe] + [Si] + \{CO\} \qquad (12)$$

$$(CaO) + [FeS] + (SiC) = (CaS) + [Fe] + [Si] + \{CO\} \qquad (13)$$

Pentru a putea fi utilizată în cubilou, carbura de siliciu, rezultată sub formă granulară din procesul de fabricaţie, este brichetată.

În cadrul unei colaborări între Intreprinderea de produse refractare „9 Mai" Turda şi Institutul Politehnic Bucureşti au fost realizate mai multe sortimente de carbură de siliciu metalurgică, pentru unele utilizări în cuptoarele electrice (sortiment granular SiC—G şi brichetat SiC—B) şi cubilouri (SiC — BC) [7], [8].

Tabelul 3

Caracteristicile brichetelor speciale de carbură de siliciu pentru cubilou (SiC—Bc)

Tipul brichetei	Masa brichetelor, kg	Densitatea brichetelor, kg/dm³	Conţinutul în SiC, %	Elementele active, %	
				Si	C
SiC—BC	1—8	2—3	60—70	40—50	20—25

Experimentările efectuate iniţial la Intreprinderea „Sticla" Turda şi apoi şi la alte întreprinderi : Intreprinderea „23 August" Satu-Mare, C. S. „Victoria" Călan, IREMOAS Bucureşti, I. M. Reghin, au dovedit utilizarea brichetelor speciale de carbură de siliciu metalurgică (SiC—BC) nu numai ca sursă de Si şi C (înlocuire FeSi), dar şi ca participant activ în procesul de desulfurare. În toate cazurile, s-a păstrat consumul normal de calcar (4 — — 6%) în cubilou.

La realizarea acestor brichete, s-a avut în vedere îndeplinirea mai multor condiţii : rezistenţă mecanică suficient de ridicată, pentru asigurarea necesităţilor de transport şi a solicitărilor termomecanice din cubilou ; conţinut ridicat şi stabil de SiC ; încorporarea unor adaosuri active care să asigure o acţiune autofondantă brichetelor produse (tab. 3).

Într-o primă fază a experimentărilor (Intreprinderea „Sticla" Turda) au fost utilizate brichete simple de carbură de siliciu (SiC—B), fără adaosuri active şi liant special, sub forma unor deşeuri din fabricaţia produselor refractare.

În cazul unui cubilou de Ø 600 mm, cu aer rece, s-a realizat un grad de desulfurare de ordinul a 20 — 35%, în condiţiile unor adaosuri de 4% brichete simple SiC—B (raportat la încărcătura metalică) (tab. 4).

Participarea carburii de siliciu la desulfurarea fontei în cubilou a crescut însă, în mare măsură, în cazul utilizării brichetelor realizate în mod special pentru acest agregat de elaborare, respectiv a celor de tip SiC—BC, în condiţiile micşorării consumului acestora, faţă de SiC—B.

Astfel, la C. S. „Victoria" Călan, au fost realizate grade de desulfurare de 20 — 30% la un consum de 0,75% SiC—BC (fig. 1) şi de 30 — 60% la un consum de 1,7% SiC—BC (fig. 2). De menţionat faptul că determinările efectuate la această întreprindere au evidenţiat grade de asimilare a siliciului în fontă de

Tabelul 4

Desulfurarea fontei sub acțiunea a 4% brichete simple de carbură de siliciu (SiC—B)

Numărul fontei	Încărcătura cubiloului, %							Sulful în fontă, %	Gradul desulfurării, %
	porția metalică				cocs	calcar	brichete SiC—B		
	fontă de furnal	fontă veche	recirculare	fier vechi					
1	54,2	33,3	12,5	—	11,3	5	—	0,12	—
							4	0,079	34
2	33,5	37,5	8,5	20,9	11,3	3,7	—	0,11	—
							4	0,08	23
3	33,3	37,5	8,3	20,9	11,3	3,7	—	0,13	—
							4	0,09	30

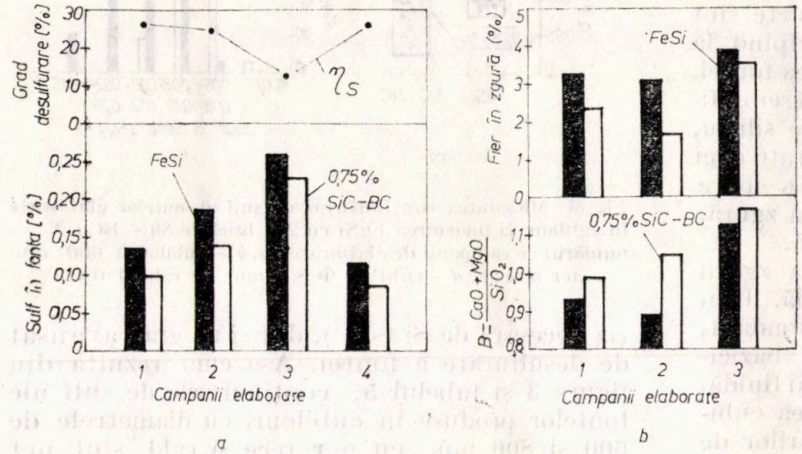


Fig. 1. Desulfurarea *a* și schimbarea zgurii *b* la elaborarea în cubilou a unor fonte pentru lingotiere, prin utilizarea a 0,75% SiC—BC în locul FeSi

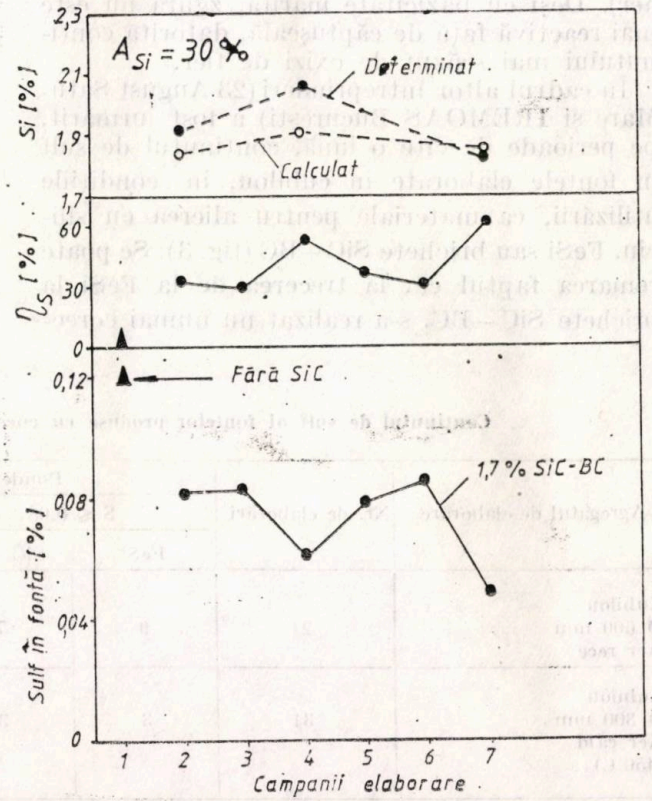


Fig. 2. Variația conținutului de sulf în fontele elaborate în cubilou, în cazul înlocuirii FeSi cu brichete SiC—BC: η_S — gradul de desulfurare; *A* — oxidarea siliciului

ordinul a 70 — 75%, precum și schimbări importante în ceea ce privește compoziția zgurii. Se remarcă, în primul rînd, micșorarea accentuată a ponderii oxizilor de fier și creșterea conținutului de sulf din zgură.

Chiar la adaosuri scăzute de brichete speciale (de exemplu 0,75% SiC—BC), s-au înregistrat micșorarea conținutului de oxizi de fier din zgură, precum și creșterea bazicității acesteia (fig. 1, *b*).

La cantități mai mari de carbură de siliciu, respectiv la 1,7% brichete speciale SiC—BC, conținutul de oxizi de fier ai zgurii a scăzut în mare măsură, ceea ce explică și intensificarea acțiunii desulfurante (fig. 2). Rezultă, deci, o desulfurare avansată la consumuri de ordinul 1,7 — 2,0% SiC — BC.

Se poate aprecia că, din siliciul și carbonul introduse în cubilou, cea mai mare parte sînt preluate de către fontă, restul participînd la dezoxidarea zgurii, respectiv desulfurarea fontei, pierderile propriu-zise fiind practic nesemnificative. Ambele preluări ale carburii de siliciu, de către fontă și zgură, trebuie considerate deci utile, spre deosebire de FeSi, la care o mare parte din siliciu ajunge, prin oxidare, în zgură, fiind în acest mod o pierdere definitivă.

Referitor la bazicitatea și fluiditatea zgurii trebuie să se facă o mențiune specială. Prin adaosurile active conținute, cu caracter fondant, brichetele SiC—BC determină mărirea bazicității zgurii, care devine, de asemenea, mai fluidă, ceea ce influențează pozitiv funcționarea cubiloului (scade pericolul de blocare a gurilor de aer). Deși cu bazicitate mărită, zgura nu este mai reactivă față de căptușeală, datorită conținutului mai scăzut de oxizi de fier.

În cadrul altor întreprinderi (23 August Satu-Mare și IREMOAS București) a fost urmărit, pe perioade de cîte o lună, conținutul de sulf în fontele elaborate în cubilou, în condițiile utilizării, ca materiale pentru alierea cu siliciu, FeSi sau brichete SiC—BC (fig. 3). Se poate remarca faptul că, la trecerea de la FeSi la brichete SiC—BC, s-a realizat nu numai corec-

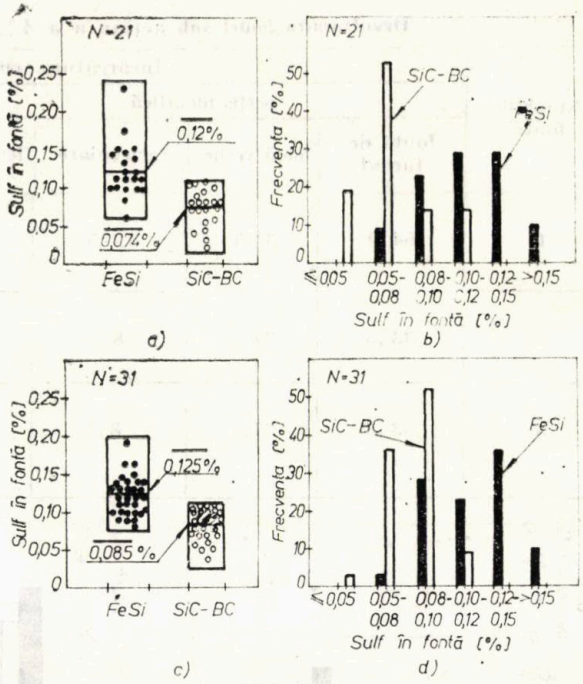


Fig. 3. Micșorarea conținutului de sulf al fontelor elaborate în cubilou, la înlocuirea FeSi cu 2% brichete SiC—BC: *N* — numărul de campanii de elaborare; *a*, *b* — cubilou Ø 600 mm aer rece; *c*, *d* — cubilou Φ 800 mm, aer cald (450°C)

ția necesară de Si (și C), dar și un grad avansat de desulfurare a fontei. Așa cum rezultă din figura 3 și tabelul 5, conținuturile de sulf ale fontelor produse în cubilouri cu diametrele de 600 și 800 mm, cu aer rece și cald, sînt net deplasate spre valori mai scăzute, în cazul în care, ca sursă de siliciu, au fost utilizate brichete de carbură de siliciu, cu conținut de adaosuri active. În condițiile utilizării cocsului indigen, caracterizat prin granulație scăzută și conținut de sulf ridicat, respectiv la un consum ridicat, a fost posibilă limitarea sulfului în fontă la valori sub 0,1 sau chiar sub 0,08% S.

Rezultate bune au fost semnalate și de către alte turnătorii, în cadrul simpozionului organizat pe această temă la I.P.R. „9 Mai" Turda

Tabelul 5

Conținutul de sulf al fontelor produse cu cocs indigen la înlocuirea FeSi cu 2% SiC—BC

Agregatul de elaborare	Nr. de elaborări	Ponderea fontelor, %, în funcție de conținutul de sulf					
		S ⩽ 0,08		S ⩽ 0,10		S ⩽ 0,12	
		FeSi	SiC—BC	FeSi	SiC—BC	FeSi	SiC—BC
Cubilou Ø 600 mm Aer rece	21	9	72	32	86	61	100
Cubilou Ø 800 mm Aer cald (450°C)	31	3	39	31	91	54	100

[9]. Astfel, la I. M. Reghin, unde în mod uzual se obţineau conţinuturi ridicate de sulf (pînă la 0,3% S), a fost posibilă micşorarea acestui element la nivelul 0,1 — 0,12% S, deci la un grad de desulfurare peste 50%. În aceste condiţii, s-a renunţat la desulfurare cu sodă calcinată, tehnologie deosebit de poluantă. O asemenea înlocuire este remarcată şi la Întreprinderea „Sticla" Turda unde, în condiţiile utilizării în cubilou a brichetelor SiC—BC, se obţin conţinuturi de sulf de acelaşi ordin de mărime cu cel realizat prin desulfurarea în oală, cu sodă calcinată, a fontei produse prin tehnologia clasică (FeSi pentru corecţia siliciului în cubilou). Este de remarcat faptul că, la această întreprindere, se obţin grade avansate de desulfurare cu sodă calcinată (de la 0,1 la 0,059% S), datorită utilizării amestecului 1% Na_2CO_3 + 0,25% grafit. Grafitul participă, în acest caz, la reducerea oxizilor de fier rezultaţi din desulfurare şi ca atare determină intensificarea acesteia.

Şi în acest caz, însă, a fost evidenţiat faptul că utilizarea sodei la desulfurare este deosebit de poluantă, iar zgura formată este dificil de separat.

Diminuarea conţinutului de sulf al fontelor elaborate în cubiloul cu aer rece se poate realiza şi prin utilizarea unor adaosuri în cubilou de carbură de calciu de compoziţie eutectică. Într-o astfel de situaţie, temperatura fontei a fost mărită cu 80°C, iar sulful a scăzut cu circa 35%, de la 0,17 la 0,1% S [10]. Desulfurarea cu carbură de calciu în afara cubiloului este deosebit de eficientă, cu condiţia asigurării unei temperaturi ridicate a fontei (peste 1 450°C), precum şi a unei amestecări corespunzătoare [3].

Temperatura relativ scăzută a fontei produsă cu cocs de calitate mai slabă este însă o piedică serioasă în realizarea unei desulfurări eficiente în cubilou şi în afara cubiloului, motiv pentru care se recomandă apelarea la brichete tip SiC—BC, care asigură nu numai corectarea conţinutului de siliciu şi carbon al fontei, dar şi o desulfurare avansată a acesteia.

Concluzii

Analiza calităţii materialelor metalice şi nemetalice, utilizate în prezent în cubilou, evidenţiază tendinţa creşterii continue a conţinutului de sulf, atît în ceea ce priveşte fonta de furnal cît şi deşeurile de fontă şi cocsul. Înlocuirea fontei de furnal cu deşeurile de oţel, impusă de necesităţi economice, diminuează conţinutul de sulf al încărcăturii, dar nu şi cel al fontei lichide produse, ca urmare a creşterii capacităţii de sulfurare a cubiloului.

Urmărirea desfăşurării desulfurării fontei în cubiloul cu căptuşeală acidă permite conturarea mai multor posibilităţi de acţiune: mărirea activităţii oxidului de calciu şi micşorarea activităţii oxizilor de fier în zgură şi creşterea fluidităţii acesteia.

Toate aceste obiective sînt realizate în cazul în care, pentru alierea cu siliciu a fontei în cubilou, FeSi este înlocuit cu brichete speciale de carbură de siliciu metalurgică (tip SiC—BC). Aceste brichete cu rezistenţă mecanică ridicată care le permite utilizarea în cubilou, conţin pe lîngă 60 — 70% SiC şi adaosuri active, care le conferă o acţiune autofondantă.

Utilizate în proporţie de 1 — 4% din încărcătura metalică, aceste brichete, care conţin 40 — 50% Si şi 20 — 25%C, asigură nu numai creşterea conţinutului de siliciu şi carbon al fontei (asimilări de 70 — 75%) dar şi desulfurarea acesteia în cubilou, la un grad de desulfurare de 30 — 60%. Mărind activitatea CaO şi micşorînd activitatea FeO în zgură, brichetele SiC—BC intensifică desulfurarea fontei, sub acţiunea calcarului introdus în cubilou.

În condiţiile utilizării cocsului indigen, la granulaţie scăzută, consum şi conţinut ridicat de sulf, este posibilă realizarea unor fonte cu conţinut de sulf sub 0,1% S, în condiţiile eliminării consumului de ferosiliciu.

Brichetele speciale SiC—BC constituie, deci, nu numai materiale de aliere cu siliciu (cel puţin echivalente cu FeSi 45), dar contribuie şi la creşterea conţinutului de carbon (cu cca 0,15 — 0,5% C) şi mai ales la desulfurarea fontei.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ripoşan, I., Mateşoi, L., Solduban, D., Demidov, M., Bria, A. *Implicaţiile utilizării cocsului de furnal în cubilou.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 1986, p. 433—437.

[2] Abek, K. *On the relation between sulphur pick-up on iron cupola and its operating conditions.* 43-th International Foundry Congress, 1976, Bucureşti.

[3] Sofroni, L., Ripoşan, I., Brabie, V., Chişamera, M. *Turnarea Fontei.* Bucureşti, Ed. Didactică şi Pedagogică, 1985.

[4] Katz, S., Rezeau, H. *The cupola desulfurization process.* În: AFS Transactions, S.U.A., vol. 87, 1979.

[5] Clow, S. C. *The effect and control of sulfur in iron.* În: AFS Transactions, S.U.A., vol. 87, 1979.

[6] Kleţkin, I. G. *Vagranocinaia plavka ciuguna v liteinih ţehah za rubejom.* În: Liteinoe Proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 12, 1981, p. 5 — 7.

[7] Ripoşan, I., Petruş, I., Pintea, V. *Carbura de siliciu metalurgică, valorificată la elaborarea fontelor în cuptoare electrice şi în cubilou.* Bucureşti, Ed. Tehnică, vol. 6, TCMM, 1989, p. 173—191.

[8] Ripoşan, I., Petruş, I., Pintea, V. *Eficienţa şi condiţiile de utilizare a carburii de siliciu metalurgice la elaborarea fontelor.* În: Metalurgia, nr. 9, 1989, p. 35 — 40.

[9] * * * — *Simpozion „Carbura de siliciu metalurgică — un nou produs utilizat la obţinerea fontei şi oţelului de de calitate superioară"* Turda, 8 — 9.11. 1989.

[10] Cairns, R. *The metallurgical and commercial anessments of operating acid — llined cold blast cupolas when using eutectic calcium carbide.* În: Foundryman, mai, 1988, p. 262 — 267.

[11] Albiţă, I. ş.a. — Brevet R.S.R., nr. 95386.

Dr. ing. V. Enc
Universitatea din Braşov

Tensometrie şi micrometrie aplicate la evidenţierea vibrocompactării materialelor granulare utilizate la procedeele speciale de formare

CZ:621.744.5

Cunoaşterea comportării fiecărui tip de material granular, utilizat la diferitele procedee speciale de formare, implică efectuarea unor încercări experimentale în condiţii de laborator, prin care să se stabilească timpul optim de vibrare, în funcţie de frecvenţa de excitaţie, domeniul nivelului de acceleraţii, variaţia gradului de îndesare (sau a indicelui de penetraţie) pe înălţimea coloanei de amestec etc. Numai după cunoaşterea acestor elemente se poate stabili tehnologia de execuţie pentru un anumit tip de formă.

În figura 1 se prezintă schematizat o instalaţie de laborator de compactare, prin vibrare, a materialelor granulare necoezive (şi a amestecurilor de formare) [1]. Utilizarea în producţie a unui dispozitiv de compactare prin vibrare, potrivit acestui principiu, presupune efectuarea

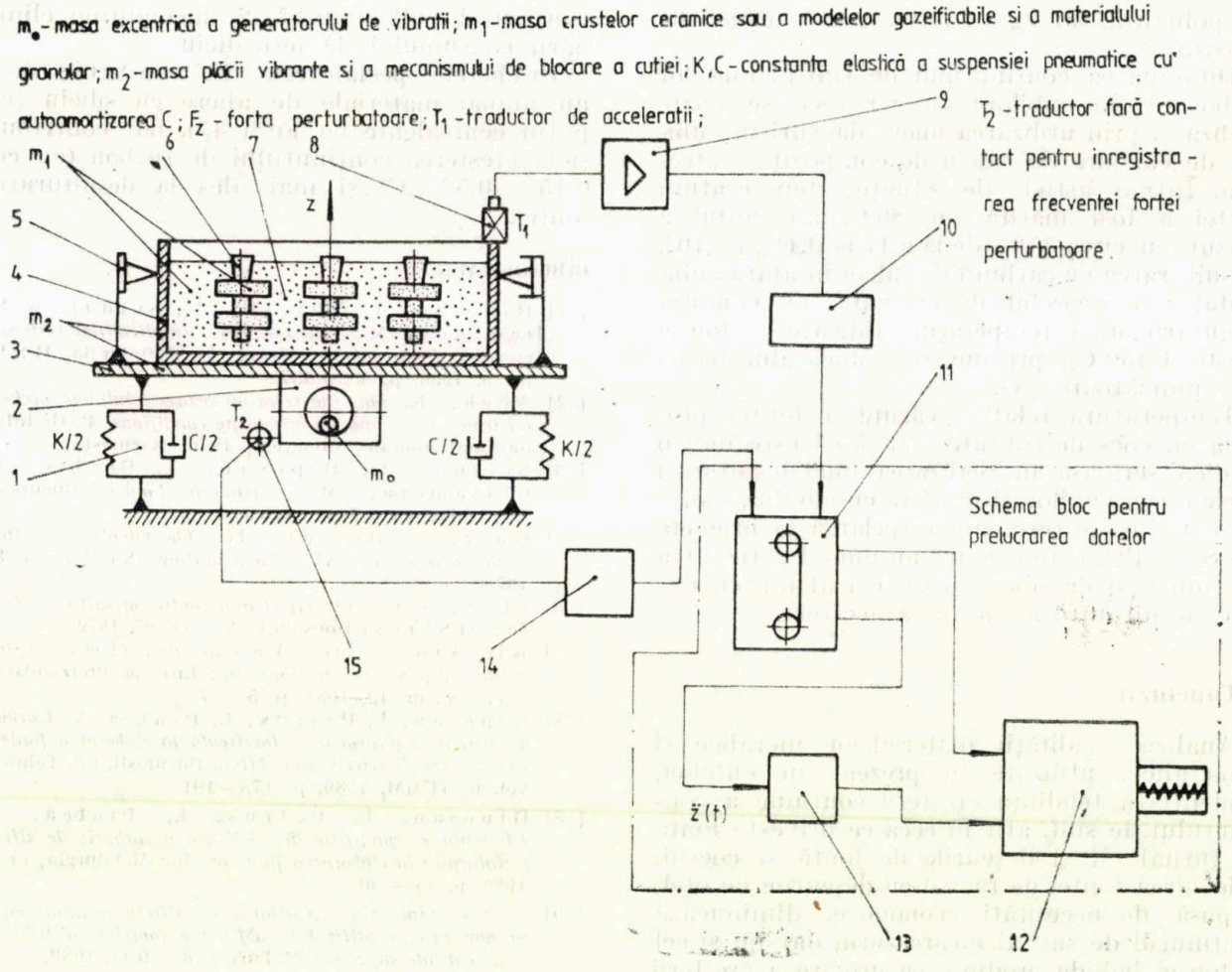


Fig. 1. Schema unei instalaţii de laborator pentru vibrocompactarea materialelor granulare necoesive şi schema bloc pentru prelucrarea datelor experimentale: *1* — suspensie pneumoelastică; *2* — generator de vibraţii; *3* — placă vibrantă; *4* — cutie de formare; *5* — mecanism de blocare a cutiei; *6* — crusta ceramică sau model gazificabil; *7* — material granular; *8* — T_1; *9* — preamplificator; *10* — amplificator; *11* — magnetofon; *12* — oscilograf cu buclă; *13* — filtre de bandă; *14* — punte; *15* — T_2

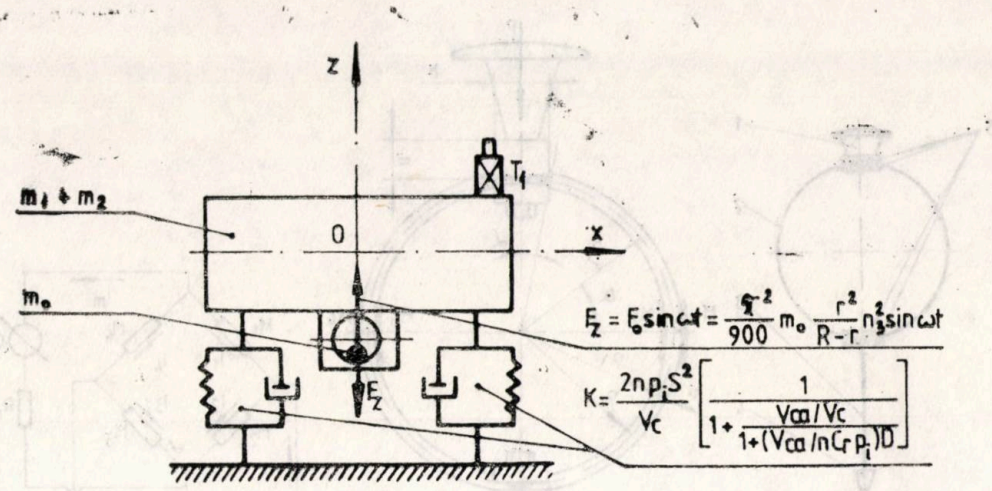


Fig. 2. Modelul mecanic al dispozitivului de vibrocompactare

unei cercetări experimentale prin care rezultatele din producţie să poată fi comparate cu rezultatele de compactare prin vibrare, obţinute în condiţii de laborator. Pentru aceasta, dispozitivului trebuie să i se asocieze o instalaţie pentru înregistrarea şi prelucrarea datelor.

Astfel, la modelul mecanic al dispozitivului (fig. 2) s-a reprezentat schematic şi instalaţia preconizată pentru măsurarea şi înregistrarea datelor, în timpul încercărilor de formare prin vibrocompactare [2], [3].

Pentru vibrocompactarea materialelor granulare în condiţii de laborator se poate utiliza şi aparatura specializată, de exemplu o instalaţie universală de încercări în regim de vibraţii cu excitator hidraulic, care permite modificarea parametrilor vibrării (amplitudine a, frecvenţă de excitaţie f_{excit}, timp de vibrare t) de la panoul propriu de comandă.

Evidenţierea gradului de vibrocompactare se face prin determinarea rezistenţei la penetrare a formelor de turnare prin intermediul unui traductor special conceput, de tip penetrometru cu con, care este echipat corespunzător, în funcţie de metoda adoptată la înregistrarea datelor experimentale. În ansamblu, penetrometrul este alcătuit dintr-un buton de apăsare *1*, un inel dinamometric (tensometric) *2*, o tijă de legătură *3* cu un con de atac *4* şi două blocuri de legătură şi fixare *5* a inelului dinamometric de butonul de apăsare şi tija de legătură (fig. 3). Penetrarea se face prin metoda statică în condiţii manuale sau mecanizat, iar înregistrarea datelor experimentale se face prin ridicarea automată a curbelor de variaţie a indicelui de penetraţie Ip pe adîncimea formelor de turnare Ad şi înregistrarea lor pe banda fotosensibilă. Indicele de penetraţie $Ip = P/S$ [daN/cm^2] reprezintă, în mod simplificat, raportul dintre efortul de apăsare P [daN] exercitat asupra butonului *1* şi aria suprafeţei de bază a conului de atac *4* S(cm^2), fără a indica valorile specifice ale tipului de material granular utilizat (în legătură cu coeziunea, unghiul de fricţiune sau coeficientul de frecare al materialului de pereţii conului). Astfel, metoda utilizată asigură un sistem comun de caracterizare a proprietăţilor materialelor şi amestecurilor de formare atît în stare afînată sau îndesate în general, cît şi vibrocompactate în special. Metoda este deosebit de utilă prin aceea că poate dezvolta relaţii de performanţe şi de previziune.

Ridicarea automată a curbelor de variaţie a rezistenţei la penetrare (prin indicele de penetraţie Ip), în funcţie de efortul de apăsare şi de adîncimea formei Ad, se poate face prin metoda tensometrică (cu aplicarea unor mărci tensometrice pe inelul dinamometric) (fig. 4) sau prin metoda micrometrică (cu utilizarea unui traductor inductiv de deplasare mică montat între blocurile de montare a inelului dinamometric) (fig. 5). În ambele cazuri, adîncimea de penetrare este marcată de semnalul emis în circuitul unui traductor inductiv de deplasare mare (fig. 6). Aparatura folosită atît la etalonarea electrică a traductorului de penetrare, cît şi la înregistrarea datelor experimentale este aceeaşi pentru ambele cazuri (fig. 6) [4].

În cazul aplicării tensometriei, pe inelul tensometric *2* se montează patru mărci tensometrice legate în punte Wheatstone.

Pentru aceasta s-a considerat că inelul are o încastrare sub unghiul α, pentru a se studia influenţa mărimii acesteia asupra parametrilor funcţionali ai captorului. Pentru stabilirea poziţiei traductoarelor rezistive (mărcilor tensometrice) pe inel, în vederea realizării unei sensibilităţi ridicate, trebuie să se cunoască diagramele de solicitări şi eforturi unitare din inel (fig. 7 şi 8).

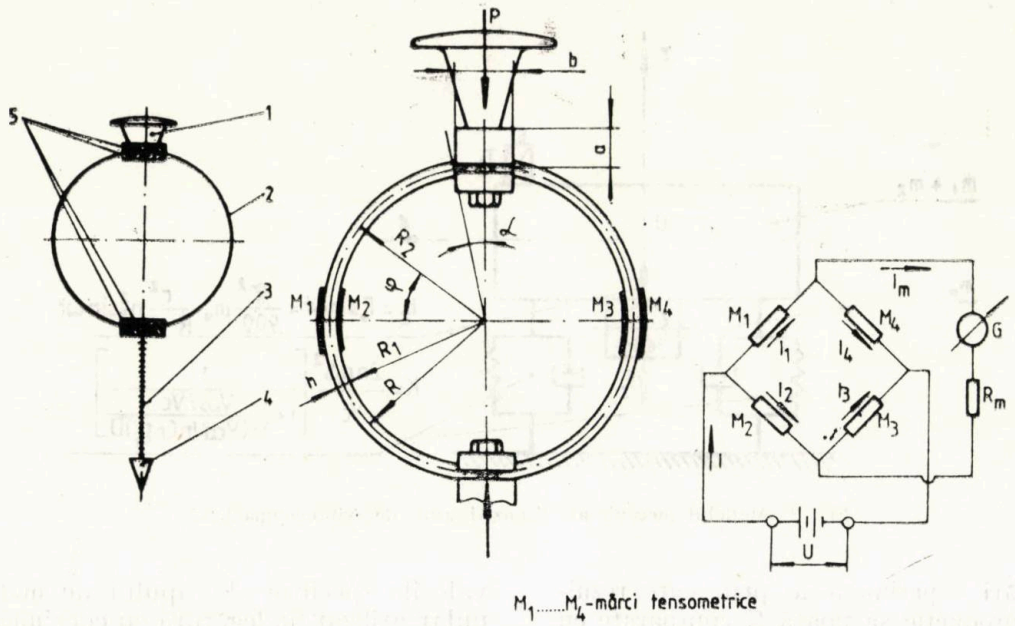


Fig. 3. Schema penetrometrului cu con

Fig. 4. Schema de montare a mărcilor tensometrice pe inelul dinamometric și schema electrică de legare a acestora în punte Wheatstone

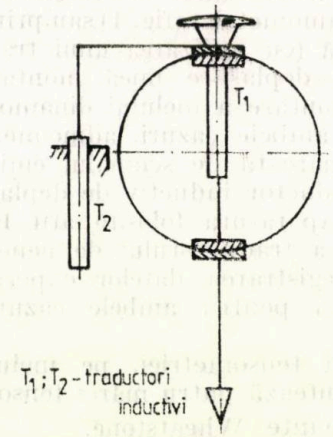


Fig. 5. Schema de montare a traductorilor inductivi *1* — material granular vibrocompactat; *2* — penetrometru cu con *3* — traductor inductiv de deplasare mică; *4* — traductor inductiv de deplasare mare; *5* — amplificatoare de măsură cu frecvență purtătoare; *6* — oscilograf cu lumină ultravioletă; *7* — bandă de hîrtie fotosensibilă

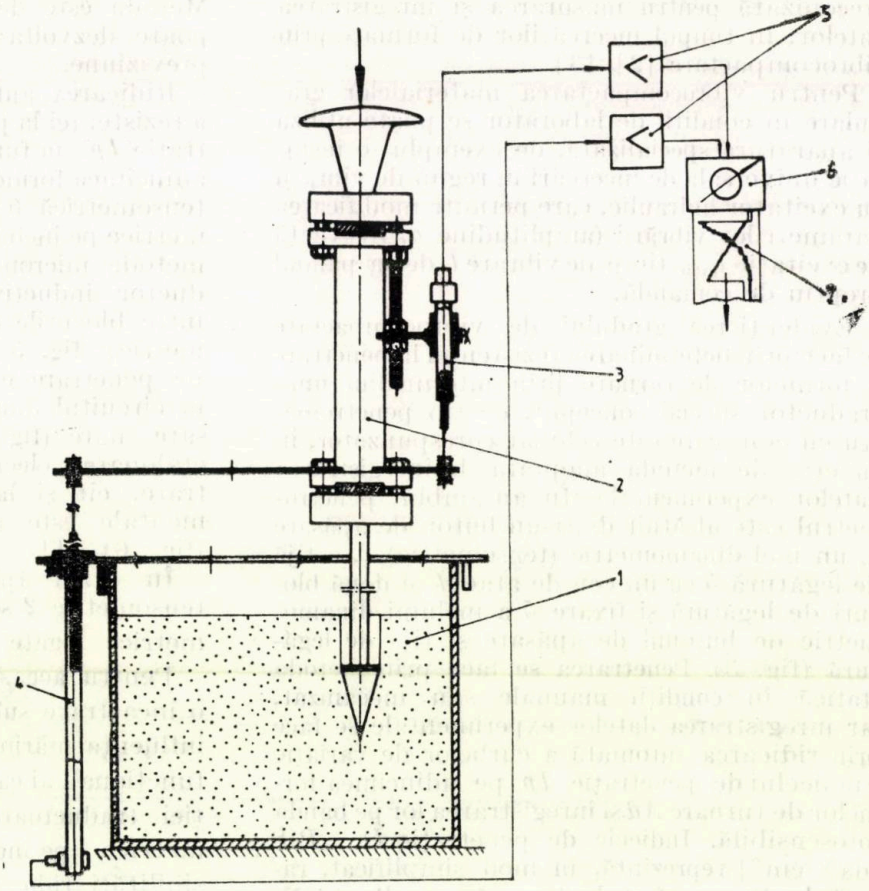


Fig. 6. Schema de penetrare statică a materialului granular vibrocompactat și de înregistrare a datelor experimentale

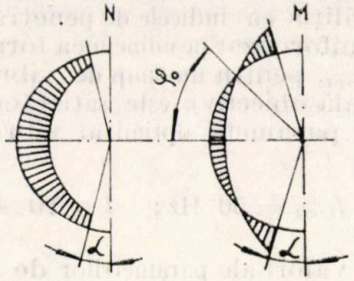


Fig. 7. Diagramele de momente și forțe normale la solicitarea radială a inelului dinamometric

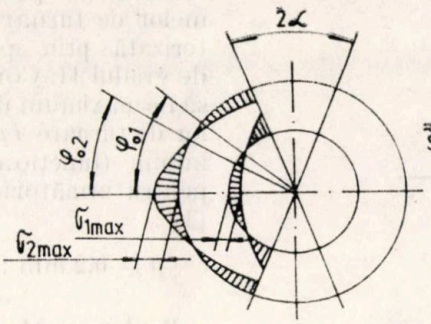


Fig. 8. Diagramele de eforturi unitare pe interiorul și exteriorul inelului dinamometric

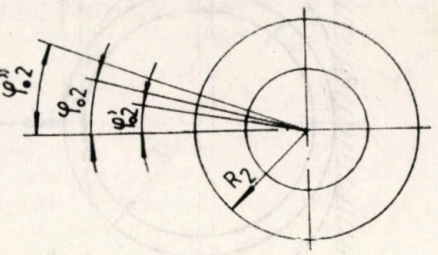


Fig. 9. Unghiurile de montare ale mărcilor tensometrice pe inelul dinamometric

Ecuațiile de momente de încovoiere date de efortul de apăsare P, obținute prin eliminarea nedeterminării prin metoda Maxwell-Mohr, sînt [5] :

$$M = \frac{-F_1 \cdot R}{2}\left(\cos\varphi - \frac{2\cos\alpha}{\pi - 2\alpha}\right), \text{ daN·mm} \tag{1}$$

$$N = -\frac{F_1}{2}\cos\varphi, \text{ daN} \tag{2}$$

Ecuațiile eforturilor unitare pe exteriorul inelar σ_2 și respectiv pe interiorul inelului σ_1 sînt :

$$\sigma_1 = -\frac{F_1}{2A}[(K_1+1)\cos\varphi - K_1K_0], \text{ daN/mm}^2 \tag{3}$$

$$\sigma_2 = \frac{F_1}{2A}[(K_2-1)\cos\varphi - K_2K_0], \text{daN/mm}^2 \tag{4}$$

în care coeficienții K_0, K_1 și K_2 au expresiile :

$$K_0 = \frac{2\cos\alpha}{\pi - 2\alpha\pi/180}; \quad K_1 = r\frac{r-1}{r-3};$$

$$K_2 = r\frac{r+1}{r+3} \tag{5}$$

unde :

$r = \frac{6R}{h}$; R — raza medie a inelului;

h — grosimea inelului; A — aria secțiunii inelului.

Diagrama eforturilor unitare este simetrică. Aceste diagrame permit să se stabilească pozițiile mărcilor pe inel. Mărcile trebuie montate simetric față de $\varphi = 0$, pe interiorul și pe exteriorul inelului (fig. 9). Unghiul φ_{02} pentru care efortul unitar devine nul este redat de relația :

$$\cos\varphi_{02} = \frac{K_2}{K_2 - 1}K_0 \tag{6}$$

O construcție rațională de captor ar impune ca $\alpha = 0$.

Alungirea ΔL a mărcii de lungime L e redată de relația :

$$\Delta L = \frac{R_2}{E}\int_{\varphi'_{02}}^{\varphi''_{02}} \sigma_2 d\varphi, \text{ mm} \tag{7}$$

iar $\Delta L = 0$ pentru :

$$\cos\frac{\varphi''_{02} + \varphi'_{02}}{2} = \frac{L/2R_2}{\sin\frac{L}{2R_2}\frac{180}{\pi}}\cos\varphi_{02} \tag{8}$$

În cel de-al doilea caz (cel al aplicării micrometriei), modificarea întrefierului din traductorul inductiv de deplasare mică se efectuează datorită deformării inelului dinamometric cu săgeata δ, prin apăsare cu sarcina P (fig. 10). Determinarea teoretică a deformației δ se face cu relația :

$$\delta = \frac{1{,}5\,(\pi/4 - 2/\pi)D^3 \cdot P}{1 \cdot h^3 \cdot E}, \quad \text{mm} \tag{9}$$

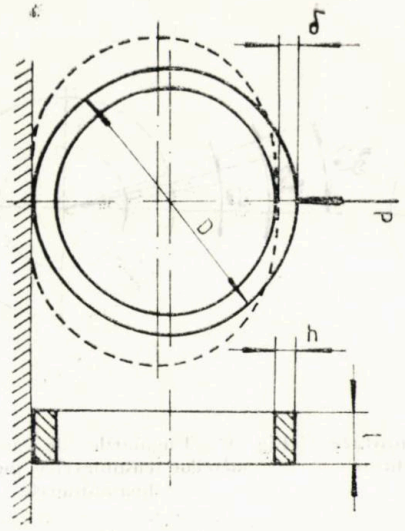


Fig. 10. Schema de deformare a inelului dinamometric

Pentru inelul dinamometric prezentat $\delta = K.P$, unde :

$$K = \frac{1{,}5(\pi/4 - 2/\pi)D^3}{1 \cdot h^3 \cdot E,}, \quad \text{mm/daN} \qquad (10)$$

Pe baza considerentelor expuse la Universitatea din Brașov, Catedra de utilaj tehnologic, s-au efectuat experimentele necesare evidențierii nivelului de vibrocompactare a unui nisip cu granulație determinată, utilizat la împachetarea crustelor ceramice obținute cu modele ușor fuzibile de la Turnătoria de precizie de la Breaza.

Vibrocompactarea s-a efectuat pe o mașină universală de încercări în regim de vibrații la care parametrii vibrării au fost modificați, pe baza metodei parametrului fix, luînd pe rînd valorile : amplitudinea $a = 0{,}1$; 0,2 ; 0,3 și 0,4 mm ; frecvența de excitație $f = 30$; 50 și 70 Hz ; timpul de vibrare $t = 5$; 10 ; 15 ; 20 ; 25 și 30 s.

Testarea efectului de vibrocompactare s-a făcut prin metoda micrometrică. În urma prelucrării rezultatelor experimentale cu ajutorul calculatorului electronic, s-a desprins concluzia că funcția caracteristică de variație a indicelui de penetrație Ip, pe adîncimea formelor de turnare Ad, $Ip = f(Ad)$, este caracterizată prin polinoame ortogonale Cebîșev de gradul II. Condiția ca indicele de penetrație să fie maximum uniformizat pe adîncimea formelor de turnare Ip_{opt}, pentru un timp de vibrare minim (funcțională obiectiv), este satisfăcută pentru următorii parametri optimi ai vibrării [1] :

$$a = 0{,}2 \text{ mm} ; \quad f_{excit} = 50 \text{ Hz} ; \quad t = 10 \text{ s}$$

Pentru aceste valori ale parametrilor de vibrare, accelerația vibrațiilor verticale va fi :

$$\ddot{\gamma} = 4\pi^2 f^2_{\text{excit}} \cdot a = 19{,}71920 [\text{m/s}^2] \qquad (11)$$

iar :

$$\left| \frac{\ddot{\gamma}}{g} \right| = \frac{19{,}71920}{9{,}81} = 2{,}01, \text{ adică}$$

$$\ddot{\gamma} = 2{,}01 \text{ g} \qquad (12)$$

unde g reprezintă accelerația gravitațională.

Metoda prezentată stă la baza vibrocompactării, în scopul realizării unor forme speciale de turnare, cum ar fi : realizarea formelor prin procedeul V ; realizarea formelor pline cu modele volatile ; realizarea formelor din alice metalice solidizate magnetic ; împachetarea crustelor ceramice, obținute cu modele ușor fuzibile, și a formelor coji cu plan de separație (Croning) și alte procedee speciale de formare, care utilizează materiale granulare diferite.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ene, V. *Contribuții teoretice și experimentale asupra măririi funcționalității tehnologice a utilajelor de împachetare a crustelor ceramice.* Teză de doctorat, Universitatea din Brașov, 1987.

[2] Ene, V. *Generator de vibrații rectilinii*, Brevet R.S.R., nr. 79074.

[3] Ene, V. *Suspensia pneumoelastică reglabilă.* Brevet R.S.R., nr. 80523.

[4] Ene, V. *Aparat pentru determinarea rezistenței de penetrare a formelor de turnare.* Brevet R.S.R., nr. 93457.

[5] Ciocîrdia, C., Ungureanu, I. *Bazele cercetării experimentale în tehnologia construcțiilor de mașini.* București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1979.

Reducerea consumului de metal la piesele turnate din oțel prin folosirea maselotelor exoterme cu gradient mare de temperatură *(partea a II-a)*

Dr. ing. C. Bratu,
prof. dr. ing. L. Sofroni,
dr. ing. Fl. Ștefănescu
și dr. ing. Teodora Săbău
Institutul Politehnic București

C.Z: 669.1:621.746.464

În lucrarea [1] s-au prezentat tipurile de maselote exoterme cu gradient mare de temperatură, calculul compoziției încărcăturilor metalotermice și compoziția oțelurilor termitice rezultate, precum și structura unui sector de pregătire a componentelor din încărcătura metalotermică.

În continuare se prezintă caracteristicile termofizice ale reacțiilor exoterme, modul de determinare a dimensiunilor maselotelor și cîteva rezultate experimentale obținute, folosind aceste tipuri de maselote.

Caracteristicile termofizice ale reacțiilor exoterme, care se desfășoară în încărcătura metalotermică, sînt următoarele :

$$2Al + Fe_2O_3 = 2Fe + Al_2O_3 + \underline{Q}'$$

$$(\underline{Q}' = 854 \text{ kJ})$$

$$2Al + 3FeO = 3Fe + Al_2O_3 + \underline{Q}''$$

$$(\underline{Q}'' = 882 \text{ kJ}) \qquad (1)$$

— căldura teoretică degajată :

$$\underline{Q}_d = 3700 - 4000 \text{ kJ/kg};$$

— temperatura teoretică a reacției :

$$T_r = \frac{\underline{Q}_d(L_{Fe}\, a + L_{Al_2O_3} \cdot b)}{c_{pFe} \cdot a + c_{pAl_2O_3} \cdot b} =$$

$$= 3\,100 - 3\,330 \text{ K} \qquad (2)$$

în care : L_{Fe} $L_{Al_2O_3}$ reprezintă căldura latentă de topire a fierului, respectiv a oxidului de aluminiu ($L_{Fe} = 276$ kJ/kg ; $L_{Al_2O_3} = 1067$kJ/kg) ;

a, b — cantitatea de fier, respectiv de oxid de aluminiu la 1 kg amestec metalotermic ($a = 0{,}55$ kg ; $b = 0{,}45$ kg) ;

$c_{p\,Fe}$, $c_{p\,Al_2O_3}$ — căldura specifică a fierului, respectiv a oxidului de aluminiu ($c_{p\,Fe} = 0{,}75$ kJ/(kg.K) ; $c_{p\,Al_2O_3} = 1{,}46$ kJ/(kg.K)] ;

— căldura de ardere a încărcăturii metalotermice (amestec termitic + adaosuri) se poate determina cu următoarea relație :

$$\underline{Q}_a = \frac{\underline{Q}_d \cdot m_t}{m_i} \qquad (3)$$

în care : m_t este masa amestecului termitic, kg ;

m_i — masa încărcăturii metalotermice, kg ;

— temperatura de ardere a încărcăturii metalotermice poate fi calculată cu ajutorul expresiei :

$$T_a = \frac{\underline{Q}_a \cdot m_i - \sum_{s=1}^{n} L_s \cdot m_s}{\sum_{s=1}^{n} c_{ps} \cdot m_s} \qquad (4)$$

în care : $L_{sl} - L_{sn}$ reprezintă căldura latentă de topire a componentelor, kJ/kg ;

$m_{sl} - m_{sn}$ — masa componentelor, kg ;

$c_{pi} - c_{pn}$ — căldura specifică a componentelor kJ/(kg.K) ;

— coeficientul de activitate a_{Al} a pulberii de aluminiu :

$$a_{Al} = \frac{m_{Al}}{m_{p\,Al}} = 0{,}96 - 0{,}99 \qquad (5)$$

în care : m_{Al} este masa atomică a aluminiului, kg ;

m_{pAl} — masa pulberii de aluminiu, kg ;

— coeficientul de activitate a_O a oxizilor de fier :

$$a_O = \frac{m_{Fe_2O_3} + m_{FeO}}{m_O} = 0{,}98 - 0{,}99 \qquad (6)$$

în care : $m_{Fe_2O_3}$, m_{FeO} reprezintă masa moleculară a Fe_2O_3, respectiv a FeO, kg ;

m_O — masa pulberii de oxizi de fier, kg ;

– coeficientul de activitate a_t al amestecului termitic :

$$a_t = \frac{a_{Al} \cdot A + a_O \cdot \underline{O}_k}{100} = 0{,}98 - 0{,}99 \qquad (7)$$

în care : A este conținutul de pulbere de aluminiu în amestecul termitic, %;

$\underline{O}_k$ — conținutul de pulbere de oxizi în amestecul termitic, %;

— conținutul de pulbere de aluminiu în amestecul termitic se calculează cu ajutorul relației :

$$A = \frac{28{,}1\ k}{25\ a_{Al} + 0{,}281\ k} = 23 - 26\,\% \qquad (8)$$

în care : k este conținutul de oxigen în componenții oxidanți ($k = 26 - 30\,\%$);

— conținutul de pulbere de oxizi în amestecul termitic se calculează cu expresia :

$$\underline{O}_\kappa = 100\,\% - A = 74 - 77\,\% \qquad (9)$$

— căldura reală degajată în amestecul termitic este :

$$\underline{O}_{dr} = (1183{,}3 + 93{,}7\ k)a_t = 3600 - 3900\ \text{kJ/kg}; \qquad (10)$$

— scoaterea de oțel lichid η_o din încărcătura metalotermică rezultă din relația :

$$\eta_o = \underline{O}_k \left(1 - \frac{k}{100}\right) = 54 - 57\,\% \qquad (11)$$

Pentru mărirea scoaterii de oțel lichid și pentru corectarea compoziției chimice, în încărcătură se introduc diferite materiale metalice (șpan de oțel sau fontă, feroaliaje) și alte materiale auxiliare pentru formarea zgurii (de exemplu CaF_2).

În scopul determinării numărului și dimensiunilor maselotelor exoterme cu gradient mare de temperatură, se analizează construcția și geometria piesei turnate, numărul și dimensiunile nodurilor termice a căror alimentare se urmărește.

Maselotele exoterme cu gradient mare de temperatură se realizează prin montarea unui miez exterior în care se găsește încărcătura metalotermică (fig. 1, *a*) sau prin fixarea unui miez exoterm în cavitatea maselotei (fig. 1, *b*).

În varianta din figura 1, *a* miezul exterior se realizează din 90% nisip cuarțos și 10% silicat de sodiu, cu permeabilitatea de 100 UP. Dimensiunile miezurilor exterioare, în funcție de masa nodului termic alimentat $M_{n.t.}$ sînt prezentate în tabelul 1, iar schema și simbolurile dimensiunilor maselotei sînt redate în figura 2 ($\beta = 3 - 5°$).

Cantitatea de încărcătură metalotermică M_i se determină în funcție de masa maselotei M_m, cantitatea de căldură care se degajă în urma reacției exoterme Q_i și gradul de supraîncălzire a oțelului Δt, din nomograma prezentată în figura 3.

De exemplu, pentru $Q_i = 3600$ kJ/kg și $\Delta t = 100°C$, rezultă raportul $M_i / M_m = 4{,}1\,\%$ (fig. 3).

Masa amorsei, pentru inițierea reacției exoterme, este de 5 — 10 g și se compune din : 75% peroxid de bariu ; 22% praf de aluminiu neoxidat ; 3% pilitură de magneziu.

Folosirea maselotelor exoterme cu gradient mare de temperatură, în cazul turnării unor piese din oțel carbon [2], a dus la reducerea considerabilă a consumului de oțel lichid pentru maselotă și la creșterea indicelui de utilizare a metalului de la 66 la 86 — 90% (tab. 2).

În figura 4 se prezintă, după lucrarea [2], o piesă tip vană, turnată din oțel în varianta clasică (fig. 4, *a*), și cu maselotă exotermă cu gradient mare de temperatură (fig. 4, *b*).

În varianta din figura 1, *b*, în care se folosește un miez introdus în cavitatea maselotei, miezul se realizează din 70% țunder, 19,8% șpan (pulbere) de aluminiu, 10% nisip cuarțos

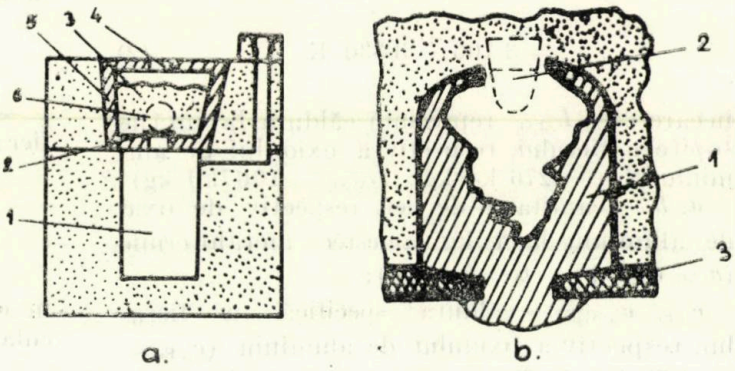


Fig. 1. Modul de realizare a maselotelor exoterme cu gradient mare de temperatură : *a* — miez exterior cu încărcătură metalotermică (*1* — piesă ; *2* — tablă din oțel ; *3* — încărcătură metalotermică ; *4* — orificiu de evacuare a gazelor ; *5* — miez exterior ; *6* — amorsă) ; *b* — miez exoterm montat în cavitatea maselotei (*1* — maselotă ; *2* — miez exoterm ; *3* — placă de separare)

Tabelul 1

Dimensiunile maselotelor exoterme cu gradient mare de temperatură, conform simbolurilor din figura 1

$M_{n.t}$, kg	Dimensiunile maselotelor exoterme, mm										
	d	δ	D	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5	H	h	d_1
10	10	10	80	120	80	70	100	105	80	20	10
50	10	10	100	180	140	90	160	165	140	20	10
100	10	10	100	225	175	180	200	205	175	25	10
500	20	20	200	390	310	180	350	355	310	40	20
1 000	20	20	200	460	370	180	420	425	370	45	20

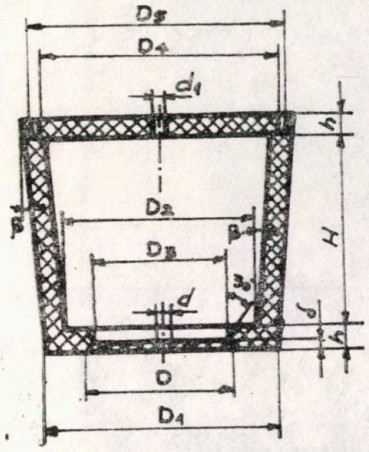


Fig. 2. Schema și simbolurile dimensiunilor maselotelor exoterme cu gradient mare de temperatură

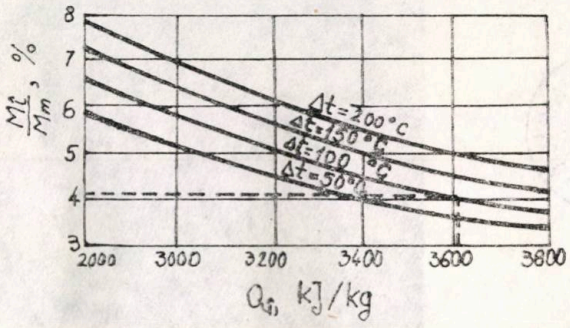


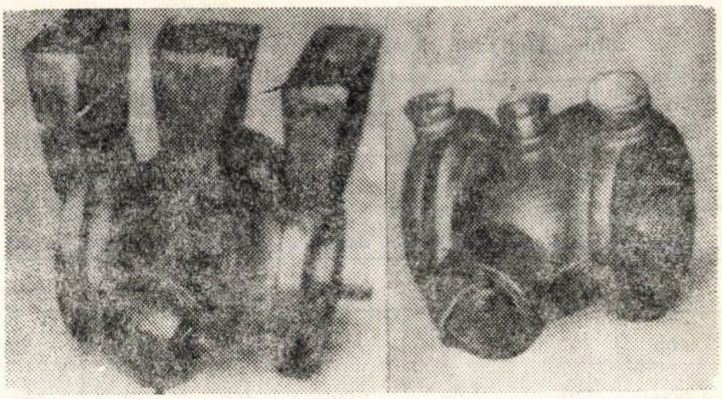
Fig. 3. Nomograma pentru determinarea cantității de încărcătură metalotermică ; dependența M_t/M_m, % = $f(Q, \text{kJ/kg})$ pentru diferite grade de supraîncălzire Δt, °C

Tabelul 2

Determinarea consumului de oțel lichid

Masa piesei turnate, kg	Consumul de oțel lichid, kg		Consumul de încărcătură metalotermică, kg	Indicele de utilizare a metalului, %	
	maselotă obișnuită	maselotă cu gradient mare de temperatură		maselotă obișnuită	maselotă cu gradient mare de temperatură
126	60	15	3	66	86,3
205	120	25	4,5	62	86,3
310	180	32	6	62,3	88,5
405	200	36	7	66	90
485	240	40	8	66	90,7

Fig. 4. Piesa de tip vană, turnată cu maselotă obișnuită (*a*) și maselotă exotermă cu gradient mare de temperatuă (*b*)



a *b*

a *b*

Fig. 5. Secțiunea printr-o maselotă exotermă cu gradient mare de temperatură: *a* — masa miezului/masa maselotei = 0,04; *b* — masa miezului /masa maselotei = 0,02

și 0,2 % grafit. Ca liant se utilizează 5% silicat de sodiu (modulul = 2,5 și densitatea = = 1500 kg/m³) și 5% apă (peste 100%). Miezurile se usucă timp de 15 — 20 min la o temperatură de circa 200°C. Placa de separare (strangulare) a maselotei se confecționează din amestec conținînd 88% nisip de zirconiu și 12% silicat de sodiu, cu permeabilitatea de 30 — 40UP.

Raportul dintre masa miezului exoterm și masa maselotei variază între 0,02 și 0,04.

În figura 5 este prezentată o secțiune printr-o maselotă exotermă cu gradient mare de temperatură, în cazul cînd masa miezului = = 0,04 masa maselotei (fig. 5, *a*) și în cazul în care masa miezului = 0,02 masa maselotei (fig. 5, *b*).

Rezultă, și în acest caz, o reducere considerabilă (de 2 — 4 ori) a consumului de metal lichid din maselotă și o mai bună funcționare a maselotei (fig. 5).

Pe baza datelor prezentate se poate conchide că folosirea maselotelor exoterme cu gradient mare de temperatură constituie o metodă tehnologică importantă de reducere a consumului de metal din turnătorii și, deci, de creștere a indicelui de scoatere și a eficienței economice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bratu, C., Sofroni, L., Ștefănescu, Fl., Săbău, Teodora. *Reducerea consumului de metal la piesele turnate din oțel prin folosirea maselotelor exoterme cu gradient mare de temperatură (partea I).* În: Metalurgia, România, nr. 6, 1990.

[2] Novohațki, V. A., Jukov, A. A., Makaricev, Iu. I. *Maselote exoterme cu gradient mare de temperatură.* Moscova, Mașinostroenie, 1986.

E·3280

METALURGIA

R

KOH

REFERÁLVA

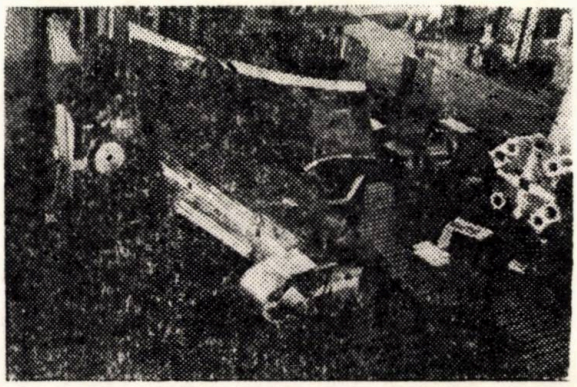
8

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XLII • NR. 8 • AUGUST 1990

TUMAG HEAVY MACHINE WORKS BUCHAREST

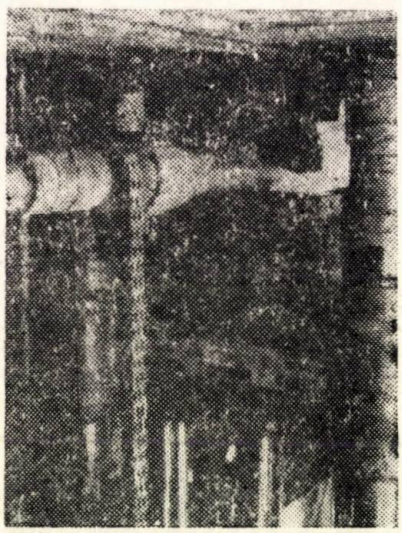
INTREPRINDEREA DE MAȘINI GRELE BUCUREȘTI execută piese turnate și forjate, precum și utilaje complexe pentru :

- Turboagregate pînă la 1000 MW
- Echipament nuclear
- Linii de ciment și mori de cărbune și minereu
- Utilaj metalurgic pentru laminoare și oțelării
- Prese și ciocane de forjă
- Utilaj chimic naval
- Utlaj petrolier
- Diverse



— **Capacitățile I.M.G.B. de turnare și forjare cuprind o gamă largă de piese de la 5 kg pînă la 400 t din oțeluri de înaltă duritate, elaborate în instalații de acumulare-menținere și VAD — VOD.**

— **Produsele I.M.G.B. executate în sistemul de asigurare a calității sînt garantate prin controale moderne : ultrasonic, magnetoscopic și radiografic.**



Heavy Machine Works — Bucharest — produces castings, forgings and complex equipments for :

- Turbo-sets up to 1000 MW
- Nuclear equipment
- Cement lines, coal crushers
- Metallurgical equipment for rolling mills and steel making shops
- Hidraulic forging presses, forging hammers, marine, chemical and oil parts

— **I.M.G.B. melting capacity comprises large range of to 400.000 kg high-purity steel castings and ingots for forging manufactured by metallurgical treatment equipments.**

— **I.M.G.B. products meet all quality assurance requirements being cheked under up to date test procedures : ultrasonic, magnetoscopie, radiographic.**

I.M.G.B. — TUMAG — Bucharest — ROMANIA — 104 Berceni Road
75632 zip code
Telex 10.243 ; 11.892
Phone 84.03.20 ; 84.10.20 ; 84.20.20

METALURGIA

Anul 42 Nr. 8 August, 1990

CUPRINS

Chifu, Gh.: **Rolul metalurgiei în economia României** . 377

Năstase, L.: **Principii și stiluri moderne de conducere** *(I)* 380

Semenescu, A. și Pivniceru, R.: **Criterii teoretice și practice pentru dimensionarea rațională a zidăriei cuptoarelor industriale** 385

Geantă, V., Butnariv, I., Constantin, N. și Berceanu, E.: **Considerații asupra asimilării manganului și siliciului la dezoxidarea și alierea oțelului de convertizor** 390

Ionescu, Gabriela, și Dumitru, N. și Grigorescu, G.: . . . **Aspecte privind rezistența la sudură abrazivă a straturilor subțiri și dure obținute prin CVD** 395

Teodorescu, M., Stoian, C., Oproescu, Gh., Levcovici, Sanda, Nicoară, D. și Ciocan, Ov.: **Cercetări privind procesul de deformare volumică orbitală la rece** 399

Dumitrescu, C., Șaban, R., Bojin, D., Gheorghe, D., Bunea, D., Zărnescu, I., Petricel, I. și Ciucă, S.: **Condiții optime de tratament termic al arcurilor lamă pentru acele de tricotat cu transfer** 403

Bohosievici, N.: **Considerații privind încercarea la presiune a țevilor din oțel sudate longitudinal** . . 410

Popa, Al.: **Influența vitezei de rotație a cochilii asupra proprietăților de antifricțiune ale fontei cenușii** . 413

Coman, Gh., Carcea, I., Cojocaru, V. și Barbu, G.: **Utilizarea unor reziduuri industriale în scopul îmbunătățirii parametrilor tehnologici și calitativi la turnarea aliajelor** 417

Cocolaș, S., Cojocaru, M., Bololoi, P. și Boghiu, P.: **Cercetări privind optimizarea procesului de curățire electrochimică a pieselor turnate** 421

RECENZII 379, 389, 398

REVISTA REVISTELOR 402, 409, 412, 424

În atenţia abonaţilor!

Îi anunţăm pe specialiştii noştri că, datorită liberalizării preţurilor la hîrtie şi manopera tipografică, ultimele patru numere vor apărea într-un singur număr, şi anume **„Metalurgia 9-12”**.

Preţul unui exemplar de revistă, începînd cu anul 1991, se va anunţa prin ancheta de tiraj.

Redacţia

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI
Redactor: ELENA PÂRVU

„UNIVERSUL“ — c. 2273

CONTENTS

1991 MAJ 1 4

DC: 669—

Chifu, Gh.: **The part of metallurgy in the Romanian economy**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 377—379

DC: 629.1.014

Năstase, L.: **Modern monitoring principles and styles**

Metalurgia, 42 (1990), nr. 8, p. 380—384

DC: 669.041

Semenescu, A. and Pivniceru, R.: **Theoretical and practical criteria for the industrial furnace coating sizing**

The article describes a new method of sizing the industrial furnace refractory coating, while suggesting the optimizing criteria for their structure.

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 385—389

DC: 669.046.55

Geantă, V., Butnariu, I., Constantin, N. and Berceanu, E.: **Considerations on the assimilation of manganese and silicon when deoxidizing and alloying the BOF steel**

The paper presents a statistical study on the assimilation of manganese and silicon when deoxidizing and alloying the BOF steel. The authors analyse the influence of different steelmaking parameters on the ferroalloy consumption.

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 390—394

DC: 620.178.162

Ionescu, Gabriela, Grigorescu, G. and Dumitru, N.: **Aspects of abrasive wear resistance of tough thin layers by CVD**

The paper deals with the abrasive wear behaviour of tough titanium carbide layers, chrome carbide and titanium nitride, obtained by the chemical deposition process from the steam phasis on the different steels.

The wear resistance was determined by using the three shift grinder, specially adapted, for these tribological determinations by which the material losses are measured; these determinations are used to draw the corresponding hystograms.

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 395—398

DC: 539.374

Teodorescu, M., Stoian, C., Oproescu, Gh., Levcovici, Sanda, Nicoară, D. and Ciocan, Ov.: **Researches on the cold volume deformation process**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 399—402

DC: 621.785

Dumitrescu, C., Şaban, R., Bojin, D., Gheorghe, D., Bunea, D., Zărnescu, I., Petricel, I. and Ciucă, S.: **Conditions of heat treatment of the blade springs belonging to the transfer knitting needles**

The paper presents the results of the experimental researches carried out with a view to determining the optimum parameters of the final heat treatment of the blade springs belonging to the transfer knitting needles, starting from the reception conditions from the semifinished products to the final product.

Furthermore, the authors present the results of operatios testing of springs treated according to the suggested technology, as compared to the springs treated by the real technology.

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 403—409

DC: 621.774.2: 669— 98.582.11

Bolwsievici, N.: **Considerations on the pressure test of the longitudinally welded steel pipes**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 410—412

DC: 669.131.62: 621.893

Popa, Al.: **The influence of rotation chill speed on the grey cast iron antifriction properties**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 413—417

DC: 621.746.01: 669.018

Coman, Gh., Carcea, I., Cojocaru, V. and Barbu, G.: **The use of industrial residues in order to improve the technological and quality parameters when alloy casting**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 418—421

Cocolaş, S., Cojocaru, M., Bololoi, P. and Boghiu, P.: **Researches on the optimizing of the casting electrochemical cleaning process**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 422—424

INHALT

DK: 669

Chițu, Gh.: **Rolle der Metallurgie in der rumänischen Wirtschaft**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 377–379

DK: 629.1.014

Năstase, L.: **Moderne Prinzipien und Führungsmethoden, als Elemente der Begründungstheorie**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 380–384

DK: 669.041

Semenescu, A. und Pivnicerv, R.: **Theoretische und praktische Kriterien für die rationelle Abmessung des Mauerwerks der industriellen Öfen**

In der vorliegenden Arbeit wird eine neue Methode der Dimensionierung der feuerfesten Auskleidung der industriellen Öfen dargestellt. Es werden einige Optimierungskriterien für ihre Gestaltung vorgeschlagen.

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 385–389

DK: 669.046.55

Geantă, V., Butnariu, I., Constantin, N. und Berceanu, E.: **Einige Betrachtungen angesichts der Assimilierung des Mangans und des Siliziums während der Desoxydierung und des Legierens des Konverterstahls**

In der Arbeit wird ein statistisches Studium, betreffs der Assimilierung des Mangans und des Siliziums bei der Desoxydierung und beim Legieren des Konverterstahls dargestellt. Es wird der Einfluss der verschiedenen Herstellungsparametern auf den Ferrolegierungsverbrauch analysiert.

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 390–394

DK: 620.178.162

Ionescu, Gabriela, Grigorescu, G. und Dumitriu, N.: **Ansichten betreffs des Abrasivverschleisswiderstands der durch CVC erhaltenen dünnen Schichten**

Die Arbeit bezieht sich zum Verhalten beim Abrasivverschleiss der harten Titankarbid – Chromkarbid – und Titannitridschichten, die von chemischen Phasenablagerungen aus dem Dampf an verschiedenen Stählen ausgeführt werden.

Die Bestimmung des Verschleisswiderstands wurde mittels einer Schleifmaschine mit drei Stellen durchgeführt. Es wurden die Werkstoffverluste die bei der Festsetzung der Hystogrammen in Betracht genommen wurden, dargestellt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 395–398

DK: 539.374

Teodorescu, M., Stoian, C., Oprescu, Gh., Levcovici, Sanda, Nicoară, D. und Ciocan, Ov.: **Erforschungen angesichts der volumenmässigen orbitalen Kaltverformung**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 399–402

DK: 621.785

Dumitrescu, C., Șaban, R., Bojiu, D., Zărnescu, I., Petricel, I. und Ciucă, S.: **Die optimalen Wärmebehandlungsbedingungen der bei den Stricknadeln eingesetzten Klingenfedern**

In der vorliegenden Arbeit werden die Versuchsergebnisse die mit dem Ziel der Bestimmung der optimalen End-Wärmebehandlungsparametern der Klingenfedern aus der Zusammensetzung der Austauschstricknadeln, von den Bedingungen des Empfangs von Halberzeugnissen bis zum Fertigerzeugnis, dargestellt.

Es werden ebenfalls die Ergebnisse einiger Betriebsteste der gemäss der vorgeschlagenen Technologie behandelten Federn, dargestellt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 403–409

DK: 621.774.2: 669-98: 532.11

Bohosievici, N.: **Einige Betrachtungen betreffs der Druckprüfung der längsgeschweissten Stahlrohre**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 410–412

DK: 669.131.62: 893

Popa, Al.: **Einfluss der Rotationsgeschwindigkeit der Kokille auf den Antifriktionseigenschaften des Graueisens**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 413–417

DK: 621.746.01 :669.018

Coman, Gh, Carcea, I, Cojocaru, V. und Barbu, G.: **Einsatz einiger iudustriellen Werkstoffe zwecks der Verbesserung der technologischen und qualitativen Parameter im Bereich des Giessens der Legierungen**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 418–421.

DK: 621.747.5

Cocolaș, S., Cojocaru, M., Bololoi, P. und Boghiu, P.: **Erforschungen betreffs der Optimierung des elektrochemischen Reinigungsprozesses der Gusstücke**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 422–424

SOMMAIRE

CD: 669

Chițu, Gh.: **Le rôle de la métallurgie dans l'économie de Roumanie**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 377—379

CD: 629.1.014

Năstase, L.: **Principes et styles modernes de commande, éléments de théorie de la motivation**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 380—384

CD: 669.041

Semenescu, A. et Pivniceru, R.: **Critères théoriques et pratiques pour le dimensionnement rationnel de la maçonnerie des fours industriels**

Les auteurs présentent une nouvelle méthode de dimensionnement du revêtement refractaire des fours industriels, tout en suggérant les critères d'optimisation.

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 385—389

CD: 669.046.55

Geantă, V., Butnariu, I., Constantin, N. et Berceanu, E.: **Considérations sur l'assimilation du manganèse et du silicium au cours de la désoxydation et de l'alliage de l'acier en convertisseur**

L'article présente un étude statistique sur l'assimilation du manganèse et du silicium au cours de la désoxydation et de l'alliage de l'acier en convertisseur. On analyse l'influence de différents paramètres d'élaboration sur la consommation de ferroalliages.

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 390—394

CD: 620.178.162

Ionescu, Gabriela, Grigorescu, G. et Dumitru, N.: **Aspects concernant la résistance à l'usure abrasive des couches minces dures obtenues par CVD**

L'article analyse le comportement à l'usure abrasive des couches dures de carbure de titane, carbure de chrome et nitrure de titane , réalisées par le processus de déposition chimiques des vapeurs sur différentes nuances d'aciers.

La détermination de la résistance à l'usure à été effectuée à l'aide de la machine à meuler à trois postes, especialement adaptée pour ces déterminations tribologiques, qui établissent les pertes en matériel qui ont mené au traçage des histogrammes correspondants.

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 395—398

CD: 539.374

Teodorescu, M., Stoian, C., Oproescu, Gh., Levcovici, Sanda Nicoară, D. et Ciocan, Ov.: **Recherches concernant le processus de déformation volumique orbitale à froid**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 399—402

CD: 621.785

Dumitrescu, C., Șaban, R., Bojin, D., Gheorghe, D., Bunea, D. Zărnescu, D., Zărnescu, I., Petricel, I. et Ciucă, S.: **Conditions optimales de traitement thermique des ressorts à lames pour les aiguilles à tricoter à transfert**

On présente les résultats des recherches expérimentales effectuées afin de déterminer les paramètres optimum de traitement thermique final des ressorts à lames des aiguilles à tricoter à transfer, à partir des conditions de réception des demiproduits et jusqu'au produit final.

On présente également les résultats des testes en service des arc traités conformément à la technologie proposée, par comparaison aux arcs traités selon la technologie actuelle.

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 403—409

CD: 621.774.2: 669-98: 532.11

Bohosievici, N.: **Considérations concernant l'essai à la pression des tubes en acier soudeés longitudinal**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 410—412

CD: 669.131.62: 621.893

Popa, Al.: **L'influence de la vitesse de rotation de la coquille sur les Propriétés antifriction de la fonte grise**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 413—417

Coman, Gh, Carcea,I, Cojocaru, U. et Barbu, Gh: **L'utilisation des certains residus industriels pour ameliorer les parametres technologiques et qualitatifs au cours de la coulée des alliages**

Metalurgia 42 (1990), nr. 418—421

CD: 621.747.5

Cocolaș, S., Cojocaru, M., Bololoi, P. et Boghiu, P.: **Recherches concernant l'optimisation du processus de nettoyage électrochimique des pièces coulées**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 422—424

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669

Кицу, Г.: **Роль металлургии в Румынии**

Metalurgia 42 (1990), nr, 8, p. 377—379

ДК: 629.1.014

Нэстасе, Л. **Принципы и современные стили управления; элементы теории мотивации**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 380—384

ДК: 669.041

Семенеску, А. и Пивничеру, Р.: **Теоретические и практические критерии для рационального определения размеров кладки промышленных печей**

В статье описан новый метод определения размеров огнеупорной кладки промышленных печей, указывая на критерии оптимизации при ее структурировании.

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 385—389

ДК: 669.046.55

Джеантэ, В., Бутнариу, И. Константин, П. и Берчану, Е.: **Соображения по усвоению марганца и кремния при раскислении и легировании конвертерной стали**

В работе представлено статистическое изучение по ассимиляции марганца и кремния при раскислении и легировании конвертерной стали. Анализируется влияние различных параметров выплавки на расход ферросплавов.

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 390—394

ДК: 620.178.162

Ионеску, Габриела, Григореску, Г. и Думитру, И. **Аспекты по абразивной износостойкости твердых тонких слоев, полученных вакуумным осаждением углерода**

В работе анализируется поведение при абразивном износе твердых слоев карбида титана, карбида хрома и азотистого титана, реализуемые способом химического осаждения из парообразной фазы на сталях.

Определение износостойкости проводили используя шлифовальную машину с тремя пультами, специально приспособленная для этих трибологических определений, измеряющие поpети материала, ведущие к нанесению соответствующих гистограмм.

Metalurgia 42, (1990), nr. 8 p. 395—398

ДК: 539. 374

Теодореску, М., Стоян, К. Опреску, Г. Левкович, Санда, Никоарэ, Д. и Чекан, О.: **Исследования процесса объемной орбитальной холодной деформации**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 399—402

ДК: 621.785

Думитреску, К., Шабан, Р. Бэжан, Д., Зэрнеску, И., Петричел, И. и Чанко, С.: **Экспериментальные исследования по определению оптимальных условий термообработки и поведению**

В работе представлены результаты проведенных экспериментальных исследований для определения оптимальных параметров конечной термообработки пружинов-листов входящие в состав вязальных спиц с переносом, отходя от условий приемки заготовок и до конечного изделия.

Представлены также результаты служебной наладки пружин, обработанных соответственно предложенной технологии, сравнительно пружинам обработанных по современной технологии.

Metalurgia 42 (1990) nr. 8, p. 403—409

ДК: 621.774.2:669—98:532.11

Бохосиевич, Н.: **Соображение по испытанию давлением стальных продольносварных труб**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 410—412

ДК: 669.131.62:621.893

Попа, А.: **Влияние скорости вращения кокили на антифрикционные свойства серых чугунов**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 413—417

ДК: 621.746.01 :669.018

Коман, Г., Карчеа, И., Кожокару, В. И Барбу, Г.: **Использование промышленных отходов для улучшения технологических и качественных параметров при отливке сплавов**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 418—421

ДК: 621.747.5

Коколаш, С., Кожокару, М, Бололой, С. и Богиу, П.: **Исследования по оптимизации процесса электрохимической очистки отлитых изделий**

Metalurgia 42 (1990), nr. 8, p. 422—424

METALURGIA 8

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE 1990

Rolul metalurgiei în economia României

Ing. Gh. Chițu
I.M.G.B.

CZ : 669

Metalurgia, ca știință a extragerii și prelucrării metalelor și aliajelor, este o ramură de bază a economiei naționale.

Metalele și aliajele acestora sînt utilizate, în diverse proporții, în toate sferele de activitate.

Spre exemplu, în construcția de mașini, metalele feroase și neferoase reprezintă cca 50% din valoarea producției marfă. Sînt de neconceput utilaje, instalații și alte produse ale industriei electrochimice, electronice, de mecanică fină, tehnică de calcul fără utilizarea metalelor.

Agricultura, ca „industria grea nr. 2", cum o denumea un mare economist francez, poate fi mecanizată numai prin utilizarea metalelor la fabricarea de tractoare, remorci, pluguri, semănători, combine de recoltat, unelte, instalații de irigat.

Energetica este mare consumatoare de metal înglobat în turboagregate, cazane, cabluri de forță.

Construcțiile industriale sau civile solicită materialele metalice pentru realizarea de hale, betoane, prefabricate, conducte pentru transportul diverselor fluide, armături industriale din fontă, oțel, neferoase.

Transporturile și telecomunicațiile sînt dotate cu mijloace auto, navale, aeriene, materiale de cale, multiple tipuri de cabluri produse din metale.

Industria petrolieră se bazează în cea mai mare parte pe utilaje fabricate din metal : instalații de foraj, material tubular pentru extracție, rezervoare, conducte.

Minerii nu-și pot desfășura activitatea fără unelte, combine, transportoare, șine, vagoneți, armături de susținere a galeriilor, realizate tot din materialele metalice.

Chimia are instalațiile și utilajele confecționate din metale și încă din cele superioare.

Industria ușoară este de asemenea beneficiară a metalelor pentru realizarea unor produse ca : vase emailate, mașini de gătit, tacîmuri, marochinărie.

Nici cultura, arta, învățămîntul, sănătatea nu-și pot desfășura activitatea fără a utiliza metalele în construcția utilajelor din tipografii, instrumente muzicale, truse și aparatură medicală.

Mai sînt și alte domenii care solicită materiale metalice ca : silvicutura, cooperația, fondul pieței, serviciile pentru populație etc.

Enumerînd cîteva din destinațiile metalelor se poate trage concluzia că metalurgia este ramura care determină în mare măsură, puterea economică a unui stat modern.

Părerea unora că România nu avea nevoie de metalurgie trebuie reconsiderată, deoarece materialele metalice sînt înglobate în majoritatea mașinilor, utilajelor, instalațiilor și chiar serviciilor (mașini de scris, calculatoare, truse desen, scule etc.).

Austria, Belgia, Franța, Italia, Japonia Olanda nu dispun de prea multe resurse de minereuri, cărbune, țiței, gaze — așa cum este și cazul României, dar și-au dezvoltat metalurgia pentru a putea moderniza celelalte ramuri industriale și domenii de activitate.

Pentru România, discutabilă este structura produselor metalurgice, care trebuia mai bine corelată cu necesarul economiei și posibilitățile de desfacere la export.

Construirea unor agregate de producție numai pe considerentul asigurării cantitative a fost o eroare care s-a manifestat în trecut și în alte ramuri și țări, în care s-au neglijat aspectele economic.

În etapele de dezvoltare parcurse pînă în prezent, s-au construit uzine pentru realizarea următoarelor produse : table și țevi din oțeluri

inoxidabile laminate la cald și la rece, table silicioase, inclusiv cu grăunți orientați pentru motore electrice și transformatoare; bare trase din oțel înalt aliat; cabluri de tracțiune; electrozi de sudură etc.

O parte din oțeluri sînt prelucrate în instalații de „metalurgie în oală": cu recirculare continuă sau alternativă în vid; prin decarburare cu oxigen și aport de căldură sub vacuum; retopire electrică sub zgură.

Cu ajutorul acestor instalații se pot realiza principalele produse pentru utilaj nuclear, energetic, petrolier, aviație, autovehicule, nave, chimie etc., precum și pentru expert.

Metalurgia este de neconceput fără modernizare

Dotarea uzinelor metalurgice este însă insuficientă pentru a putea realiza, la nivel corespunzător, marea majoritate a sortimentelor solicitate de construcția de mașini, energetică, industria petrochimică, precum și la export.

Sînt unele componente de utilaje care nu se vor putea fabrica la nivel calitativ superior decît realizînd oțelurile prin elaborarea în cuptoare electrice cu inducție în vid (CV), retopire electrică sub zgură de mare capacitate (REZ), retopire cu arc în vid (RAV) și retopire cu jet de electroni (RJE).

De asemenea, trebuie completate dotările unor laminoare și trăgătorii de oțel în bare și colaci, cu cuptoare de tratament, ajustaje, aparatură de măsură și control pe flux și a produselor în final.

O atenție deosebită trebuie acordată laboratoarelor uzinale care trebuie să dispună de aparatură necesară pentru determinări operative și exacte ale analizei chimice, proprietăților fizico-mecanice și controlului nedistructiv.

Aceste dotări vor putea asigura realizarea unor condiții ca produsele metalurgice românești care să se situeze la nivelul solicitărilor actuale, între care: puritate chimică și microscopică avansată, lipsa segregațiilor, plasticitate foarte mare la extruziune, comportare excepțională la sudare, rezistență crescută la coroziune, izotropie totală a proprietăților fizico-mecanice în direcție longitudinală și transversală etc.

Produsele de înaltă performanță se realizează din oțeluri cu sulf, fosfor, arsen, staniu, stibiu, hidrogen, azot, oxigen la concentrații foarte scăzute și laminate, forjate și tratate termic la parametri riguros controlați cu aparatură adecvată.

Se impune desfășurarea unei activități mai susținute în domeniul cercetării fundamentale, precum și pentru rezolvarea unor probleme curente ale producției (dezvoltarea cercetării și în uzine).

La stabilirea necesarului unor dotări trebuie să se aibă în vedere nu numai consumul intern ci și ofertele (și cererile) la export, pentru ca fondurile fixe existente în prezent să fie utilizate integral și cu rentabilitate.

Cooperarea cu alte firme sau participarea la societăți mixte, precum și atragerea de beneficiari prin forțe proprii, vor putea duce la asigurarea unor portofolii de comenzi pentru produse care se pot realiza în metalurgie.

În etapa actuală este necesar să se acționeze pentru întocmirea unui program concret și real de modernizare a majorității instalațiilor și agregatelor metalurgice și de reorganizare a activității pe criteriul eficienței și rentabilității, pentru a susține progresul celorlalte ramuri ale economiei României și a rezista concurenței pieței mondiale, pentru metalul care se livrează ca atare la export, și a nu se ajunge în următorii ani la restrîngerea fabricației din lipsă de desfacere, ca urmare a calității și eficienței inferioare.

Pregătirea metalurgiei pentru economia de piață

În prezent, toată economia românească se află într-un proces de transformare și restructurare pe baza unor noi criterii, pentru eliminarea metodelor birocratice de conducere, de stimulare a inițiativei și competenței în toate sectoarele de activitate.

Etapa de tranziție de la o economie centralizată, condusă prin plan, la o economie de piață, trebuie să fie diminuată la minimum pentru a se evita apariția unei crize profunde, datorită sistemului de lucru irațional promovat anterior în România. Se impune adoptarea unor măsuri care să asigure mai multă autonomie în metalurgie, în restructurarea producției pe baza tehnicii și tehnologiei de nivel mondial, avînd în vedere interesele salariaților, ale țării și cererea pe piața externă.

De asemenea, trebuie să se aibă în vedere concurența și libera inițiativă, în paralel cu coexistența diverselor forme de proprietate.

În această conjunctură, unitățile din metalurgia românească se pot orienta spre următoarele forme de proprietate:

— apartenența statală (menținerea situației actuale);

— societate pe acțiuni în care statul să dețină cca 50% din valoare, iar salariații uzinei cealaltă jumătate;

— societate mixtă cu cca 1/3 capital de stat, 1/3 acțiuni ale salariaților și 1/3 participația unei (unor) firme străine.

Analizînd argumentele pro și contra la fiecare variantă rezultă că societatea mixtă prezintă următoarele avantaje: se poate asigura salariaților un nivel de cîștig european; o parte din salarii pot fi plătite în valută, ceea ce asigură posibilitatea de călătorie în străinătate; se poate asigura o ridicare rapidă a

nivelului tehnic și tehnologic, precum și o desfacere în mai mare măsură a produselor la export, prin relațiile facilitate de firma străină coparticipantă.

În perioada de tranziție se impune, printre altele, să fie adoptate și aplicate unele măsuri care să ducă la pregătirea uzinelor pentru economia de piață (sistem practicat în toate statele moderne și dezvoltate) și la o creștere a eficienței și competitivității producției. Aceste măsuri ar fi :

— îmbunătățirea organizării producției și a muncii prin fuzionarea unor uzine, secții, ateliere ; întocmirea unor programe integrate de fabricație ; extinderea tehnicii de calcul ; reprofilarea unor sectoare ;

— transformarea activității calitative într-un obiectiv prioritar și permanent, instaurîndu-se o disciplină a muncii liber consimțită, respectîndu-se procedurile și tehnologiile întocmite și generalizînd sistemul de lucru în asigurarea calității (AQ) pentru toate produsele realizate în metalurgie ;

— modernizarea unor tehnologii și completarea dotărilor cu unele agregate și utilaje la nivelul tehnicii mondiale actuale ;

— desfășurarea unei activități susținute de creativitate și ridicare a nivelului de pregătire profesională, avînd în vedere că în unele sectoare are loc un schimb de generații ;

— creșterea operativității și inițiativei în soluționarea problemelor ;

— reducerea consumurilor specifice de materiale, energie și combustibil ;

— casarea sau conservarea unor fonduri fixe pe perioadele în care acestea nu sînt utilizate (exemplu : cuptoare de elaborare a oțelului, oale de zgură și turnare ; vagoneți, vagoane și locomotive ; cuptoare de încălzire, tratament ; utilaje din ajustaje ; poduri rulante în secții, depozite ; mașini-unelte utilizate cu intermitență ; hale, clădiri etc.) ;

— cointeresarea materială a personalului și stimularea inițiativei în soluționarea unor probleme deosebite, reduceri de consumuri, creativitate ș.a. ;

— propuneri de legislație sau modificarea celei existente cu privire la organizare, la revendicări sociale, prețuri, stimulare etc.

Restructurarea gîndirii, a întregii concepții la toate nivelurile și adaptarea la noua situație creată vor duce la autonomia deplină de producție, financiară și comercială, în condiții de concurență și în concordanță cu interesele naționale și locale. Sînt necesare curaj și inițiativă pe fond de competență.

RECENZIE

Lakeev A. S., Seglovitov P. A. și Kuzmin Iu. D. *Progressivnii sposobi izgotovlenia tocinih otlivok* (Procedee moderne de obținere a pieselor turnate de precizie). Kiev, Tehnika, 1984.

În lucrare se prezintă procedeele cele mai moderne de obținere a pieselor turnate de precizie, și anume: turnarea după modele ușor fuzibile, turnarea după modele gazificabile (cap. 1); turnarea în forme ceramice, turnarea în forme coji, turnarea în forme carbonice, turnarea în forme din amestecuri cu autointărire, turnarea în forme vidate (cap. 2).

În capitolul 3 sînt prezentate procedeele de turnare sub presiune înaltă și joasă, iar în capitolul 4 este prezentat procedeul de turnare centrifugală atît pentru piese cilindrice simple, cît și pentru piese fasonate. Procedeele de turnare prin folosirea fenomenelor electrofizice (turnarea și retopirea electrică sub zgură, turnarea în vid, turnarea pieselor prin dirijarea procesului de cristalizare, precum și turnarea prin vibrarea aliajului în timpul solidificării, turnarea aliajelor prin tratare cu ultrasunete și cîmp electromagnetic) sînt analizate în capitolul 5. Metodele de control și de realizare a fazelor tehnologice la turnarea de precizie sînt prezentate în capitolele 6 și 7.

Construcția și calculul sistemelor de alimentare (rețea de turnare și maselote) pentru obținerea pieselor turnate de precizie prin metodele: modele ușor fuzibile, modele gazificabile, forme ceramice și coji sînt redate în capitolele 8 și 9.

Lucrarea se adresează cercetătorilor și tehnologilor din secțiile de turnătorie, care folosesc procedeele speciale de formare și turnare pentru obținerea pieselor cu precizie dimensională ridicată.

Dr. ing. C. Bratu

Institutul Politehnic București

Principii și stiluri moderne de conducere (I)

Ing. L. Năstase
Departamentul Industriei Metalurgice

CZ: 629.1.014

Majoritatea metodelor de conducere au drept obiectiv îmbunătățirea continuă a capacității de producție și competitivității intreprinderii respective. Dezvoltarea „capacităților întreprinderii" prin metodele tradiționale își are limitele ei. Se pare că rezervele acestor metode s-au epuizat, astfel încît este absolut necesară elaborarea și aplicarea unor metode noi, care permit dezvoltarea și progresul.

La elaborarea și aplicarea noilor metode trebuie să se pornească de la factorii care determină calitatea rezultatelor intreprinderii. Acești factori sînt : performanțele (calitative, cantitative etc.); inovarea (în producție, pe piață etc.); structura organizatorică (stabilirea sarcinilor, îndeplinirea deciziei). Experiența practică a dovedit că, în cadrul sistemului de interdependență, de interacțiune a acestor trei factori, ia naștere calitatea, a cărei nivel și posibilitate de schimbare depind atît de pregătirea angajaților, cît și de cea a cadrelor de conducere, de aptitudinile lor de a se orienta și acționa.

Condițiile variabile ale competitivității obligă întreprinderile să își reanalizeze metodele pe care le-au aplicat pînă acum în activitate.

S-a constatat că adaptarea la condițiile de schimbare este împiedicată adeseori de cadrele de conducere, care nu pot ține pasul cu ritmul schimbărilor.

Viitoarele cadre de conducere trebuie să-și evalueze cu responsabilitate și obiectivitate capacitatea de a conduce, de a se adapta schimbărilor intervenite în proces, continuu, schimbări care vin atît din interiorul organizației, cît și din exteriorul acesteia. Aceste impulsuri exterioare nu se pot combate sau nu pot fi preluate constructiv decît printr-un proces continuu de instruire în tehnica și știința conducerii, prin creșterea puterii de adaptabilitate la noile situații ivite.

De fapt, adaptarea unor noi metode și principii de conducere, precum și eventualul succes al acestora, nu trebuie decît să conducă la creșterea eficienței conducerii și a rentabilității activității efectuate de o întreprindere.

Numai simpla dotare cu tehnologii și utilaje moderne, sofisticate, fără să fie însoțite și de o conducere eficientă, maleabilă și adaptată la condițiile economiei de piață, nu va da rezultatele așteptate de creștere a productivității și implicit a rentabilității, fiind doar investiții sterile, fără rezultate spectaculoase.

De aceea, lucrarea de față, fără a dori să fie cea mai autorizată în materie, își propune să supună atenției celor interesați principii și stiluri de conducere moderne, larg dezbătute și experimentate în țări dezvoltate, în care știința conducerii întreprinderii a fost în pas sau chiar uneori în avans față de noutățile strict tehnologice.

Simpla prezentare și dezbatere a unor principii moderne de conducere nu își propune să impună un anumit stil, ci doar să facă cunoscută multitudinea posibilităților de a conduce eficient o organizație, prezentînd o gamă largă de alternative care pot fi preluate, adaptate la o situație concretă și chiar pentru a stîrni interesul pentru studiul și dorința de a fi instruit în permanență cu noutățile în domeniu.

Totodată, lucrarea își propune să prezinte și cîteva aspecte legate de teoria motivației (a implicării) angajaților, legile și principiile care o guvernează, în strînsă legătură și cu stilul de conducere.

Bineînțeles că motivația nu este determinată numai de modul de conducere ci și de alți factori (sociali, psihici, profesionali, de mediu etc.), dar care bine cunoscuți pot fi stăpîniți și dirijați în interesul instituției și al celor care o compun.

Fără a epuiza toate aspectele actuale ale conducerii moderne, lucrarea se bazează pe studiul și consultarea unor articole apărute în publicații de specialitate din țări ca : S.U.A, Franța, Marea Britanie etc., țări cu economie puternic dezvoltată, unde tendințele și experiențele în management au depășit de mult faza de pionierat în domeniu, iar experiența acumulată și prezentată în aceste publicații poate fi de un real folos și pentru activitatea industrială din România, care se îndreaptă cu rapiditate spre o economie de piață, bazată pe eficiență, rentabilitate, responsabilitate și angajare conștientă.

În viitor, cadrele de conducere vor poseda mai multe informații decît în prezent, primind corespondența direct prin rețeaua informațională, iar prin terminale pot solicita orice informație înmagazinată în băncile de date.

Conducătorul anilor '90 va trebui să fie un „generalist" și să aibă un mod de gîndire interdisciplinar (să aibă capacitatea coordonării și integrării corecte a deciziilor adoptate descentralizat și a rezultatelor obținute).

Din acest motiv este indispensabil să dispună într-o anumită măsură și de cunoștințe metodologice.

De asemenea, conducătorul va trebui să fie și un specialist în aplicarea, chiar dacă numai în anumite domenii înguste, întrucît cunoștințele profesionale constituie condiția primordială a elaborării ideilor novatoare, a obiectivelor realiste și a deciziilor rapide.

Alte caracteristici ale profilului conducătorului din viitor ar putea fi : coordonator, spirit de inițiativă, creator de consens pentru a atinge obiectivele, fără a delega responsabilitatea pentru obținerea succesului.

Pentru aceasta sînt necesare autodisciplină, abnegație și voință, precum și o bună gestiune a timpului și forțelor proprii.

Cadrele de conducere de mîine trebuie să fie comunicative și să inspire mai multă încredere. Numai atunci vor putea crea un climat favorabil inovării, spiritului competitiv și constructiv, fiind ele însele un exemplu de integritate și de încredere.

În paralel cu modelarea cadrelor de conducere moderne, o sarcină centrală a activității de personal este dezvoltarea acestuia, care include de fapt pregătirea angajaților pentru responsabilități mai mari, atît pentru sarcini complexe, cît și pentru încadrarea optimă a funcțiilor de conducere din întreprindere.

Cu ajutorul programelor de instruire se poate realiza dezvoltarea cunoștințelor și a capacităților orientate pe sarcini, se poate îmbunătăți calificarea angajaților conform cu cerințele acestora.

În viitor, îndeplinirea unei funcții de conducere va fi mai dificilă și va necesita eforturi continue. Dezvoltarea unui cadru de conducere nu constituie numai o investiție esențială ci poate fi interpretată și ca o decizie privind viitorul unei întreprinderi sau al unui sector al acesteia.

Legătura dintre autoritate și stilul de conducere

Pentru oricare întreprindere sau loc de muncă, o sarcină deosebită o constituie desfășurarea activității tuturor angajaților la un nivel calitativ și cantitativ ridicat, un rol determinant în acest sens constituindu-l activitatea de conducere.

Pe poarta Institutului de perfecționare a cadrelor de conducere din Universitatea Harvard, Marea Britanie, se poate citi inscripția : *Conducerea este cea mai veche artă și cea mai nouă știință.* Aceasta este o formulare concentrată a ideii că, la un anumit nivel de dezvoltare socială, conducerea eficientă este garantată de capacitatea de a conduce, asociată cu rutina.

Datorită creșterii complexității proceselor de producție, în majoritatea domeniilor economice, o dată cu dezvoltarea organizațiilor, pregătirea profesională și politică a conducătorului a devenit o cerință socială.

Experiența conducerii trebuie armonios îmbinată cu cunoașterea legilor fundamentale științifice ale conducerii (pentru a conduce eficient un colectiv, trebuie să se aplice un stil care îmbină rațional elementele economice, intelectuale și psihologice). Relațiile interumane, care se vor baza pe respect reciproc și disciplină, vor constitui condiția esențială a oricărei activități eficiente. De aceea, o mare importanță în activitatea cotidiană de conducere o constituie legăturile directe, libere, care măresc prestigiul și autoritatea conducătorului, fără însă ca aceste relații deschise să se transforme într-un familiarism excesiv.

Dobîndirea și menținerea autorității nu se vor putea realiza printr-o atitudine rezervată, anularea vechilor relații sau vînarea popularității cu orice preț, ci numai ca o consecință firească a activității de conducere.

Numai pregătirea de specialitate nu va garanta succesul unei conduceri eficiente, ci trebuie cunoscută și latura umană a acestui proces.

Principiile fundamentale ale conducerii, asimilarea metodelor de psihologia conducerii și sociologia muncii vor avea darul de a ajuta conducătorul la aprecierea propriei situații (aceea de a-și evalua autoritatea, prestigiul, de a se informa asupra calității subordonaților, de a-și aprecia munca și comportamentul).

Conducerea democratică este un proces creator care ia în considerare toate aspectele care afectează și influențează activitatea de conducere. Conducerea democratică implică aplicarea mai multor principii : o mare receptivitate la probleme ; crearea unui schimb și chiar a unei confruntări de opinii și idei ; puterea de anticipație ; energie în unele inițiative și adoptarea unui stil dinamic în conducere ; perfecționare și informare permanentă.

Înglobînd toate aceste deziderate, autoritatea și prestigiul conducătorului vor avea o mare influență asupra dezvoltării spiritului de inițiativă și de acțiune a colectivului condus și asupra rezultatelor obținute.

Deci, se poate afirma că prestigiul și autoritatea unui conducător vor favoriza nu numai activitatea acestuia, dar vor întări spiritul colectiv, simțul răspunderii, permițînd o activitate mai eficientă a colectivului.

Stilul de conducere și relațiile interumane

O condiție esențială a eficienței unei activități o constituie relațiile dintre conducători și angajați, ținînd seamă de marea varietate de personalități și caractere umane, implicate în acest proces.

De aceea, un rol deosebit în crearea acestor relații îl au cadrele de conducere care vor imprima un stil care trebuie să țină seamă de întreaga colectivitate. Fiecare conducător trebuie să fie un specialist în domeniul pe care îl conduce, trebuie să-și cunoască subordonații și să-i activeze, împărțind cu ei munca și responsabilitatea. Conducătorul trebuie să dețină date statistice pe baza cărora să poată aprecia munca conducătorilor subordonați, să-i urmărească mai îndeaproape pe cei noi numiți în funcție.

Urmărirea și controlul activității conducătorului subordonat, fără raporturi și informații sigure, rapide, nu vor fi posibile, iar fără cunoașterea intențiilor, planurilor și deciziilor conducerii nici cei de la nivelurile ierarhice inferioare nu vor putea efectua o muncă coordonată.

O informare sinceră poate fi în mod serios împiedicată de concepțiile și ambițiile diferite ale cadrelor de conducere, de direcțiile deosebite dintre interesele întreprinderii și cele personale. De aceea, multe idei valoroase au murit în pragul biroului conducătorului, datorită temerii de a nu fi acceptate.

Dezvoltarea încrederii și înțelegerii reciproce este un criteriu important al unei informări corecte și continue. Conducătorul nesigur, care nu cunoaște îndeajuns anumite situații și condiții, va considera ca circumstanță atenuantă informarea sa insuficientă în cazul unor eventuale greșeli personale (părere de altfel total greșită).

Deci, un criteriu important al conducerii eficiente va fi dezvoltarea dorinței de informare reciprocă.

Informarea nu este întotdeauna manifestarea logică a unei reacții afective. De aici și recunoașterea faptului că a informa și a fi informat este o sarcină totuși dificilă.

În acest context, evaluarea efectelor informării și al dispozițiilor date este foarte importantă pentru că, fără un feedback al efectelor, nu se poate aprecia dacă s-a atins sau nu rezultatul dorit.

În sfîrșit, se poate trage concluzia că una din cele mai importante probleme pe care o are de rezolvat un cadru de conducere este asigurarea conlucrării eficiente și fructuoase cu angajații fără a fi nevoit să subordoneze individul creator obiectivelor întreprinderii și să-l oblige la o colaborare integrată.

Dinamismul în conducerea întreprinderilor

Conducerea dinamică se bazează pe o concepție strategică și poate fi definită ca un sistem al valorilor capacităților de planificare, al responsabilităților din întreprindere care corelează la toate nivelurile și pe toate planurile gîndirea strategică cu deciziile operative. Caracteristica principală a conducerii moderne, dinamice, este implementarea conștientă a schimbărilor în activitatea întreprinderii și asigurarea unui echilibu dinamic. Acest lucru se va putea îndeplini numai prin realizarea unei concordanțe între obiective, strategii și interesele angajaților.

Stilul dinamic de conducere și decizie

Stilul dinamic de conducere și decizie este de fapt reglementarea univocă și rațională a sferelor de atribuții, a nivelurilor de conducere și a responsabilităților individuale. O conducere individuală nu înseamnă neapărat autoritate nelimitată și drept necontrolabil de a lua decizii ci, în primul rînd, asigurarea consensului în colectivitatea pe care o conduce.

Conducătorul cu un stil dinamic de conducere va trebui să faciliteze elaborarea unor propuneri alternative și a unor soluții corecte, într-o muncă de colaborare.

Un bun conducător trebuie să aibă voință și curajul necesar pentru a adopta decizii în problemele vitale ale întreprinderii, deși orice decizie poate implica un risc sau poate avea consecințe neplăcute pentru unii angajați. De aici și dificultățile pe care le întîmpină unii conducători în luarea deciziilor, evitînd uneori responsabilitatea de a delega și transfera această sarcină unor comisii sau subordonați, sau, mai grav, amînînd deciziile.

Un factor pozitiv al conducerii dinamice îl constituie posibilitatea de a lua decizii clare și rapide și, în același timp, determinarea altor conducători de a lua decizii de acest tip, ceea ce face să crească dinamismul activității.

Este foarte adevărat că o serie de probleme pot fi rezolvate cu eficiență de un colectiv de conducere, dar numai dacă relațiile interumane sînt corespunzătoare.

Obiectiv și subiectiv în luarea deciziei

Întotdeauna luarea unor decizii de conducere vor fi determinate de factori obiectivi și subiectivi, iar dintre aceștia trebuie relevat, în primul rînd, competența de a lua decizii.

Responsabilitatea și dreptul de a decide al unui conducător, conform cu nivelul ierarhic pe care se află, constituie baza elaborării sistemului decizional. Asumarea responsabilității și sfera de atribuții se află în strînsă relație cu deciziile sale, întrucît societatea a creat întreprinderile pentru a satisface anumite cerințe, deci desfășoară o activitate determinată și social justificată, adică trebuie să-și susțină existența prin produsele și serviciile sale. Deci, fiecare conducător va fi conștient de faptul că unei sfere mai largi de competență decizională îi revine o responsabilitate mai mare.

Un factor esențial îl constituie cunoașterea de către conducător a interdependențelor sociale și satisfacerea exigențelor din domeniu.

Eforturile sale trebuie să ducă la corelarea activității unității conduse cu interesele societății.

Alți factori care vor influența condițiile deciziei eficiente vor fi aptitudinile personale ale conducătorului și ale colaboratorilor săi.

De asemenea, trebuie luate în considerare informațiile calitative și cantitative necesare luării deciziei, care așază pe un fond obiectiv decizia, reducînd incertitudinea.

Se poate afirma că factorii de conducere devin conștienți de caracterul necesar al deciziei în urma recunoașterii interdependențelor dintre condiții și situații, totul fiind fundamentat pe informații și în timp util. Sistemul decizional va fi corespunzător numai dacă conducătorii vor controla sistematic consecințele deciziilor adoptate, punînd accent și pe perfecționarea în mod continuu a sistemului analizelor metodice a rezultatelor obținute.

Decizia în faza de pregătire

Luarea deciziei va trebui să înceapă cu o analiză care va avea în vedere caracterul, volumul și necesarul de timp al operațiilor de efectuat. Orice sarcină este precedată de determinarea acțiunilor care vor fi întreprinse, alegerea mijloacelor, defalcarea în etape, aprecierea perioadei de realizare, corelarea etapelor.

În esență, pregătirea constituie o etapă intelectuală a muncii, dependentă de cunoștințe, experiență și metode. La organizarea acțiunii de pregătire a deciziei se va răspunde la următoarele întrebări:

— obiectivul trebuie să fie atins;
— cine va avea sarcina de execuție;
— care este modul în care va fi divizată munca pe etape și operații;
— care sînt mijloacele necesare;
— care sînt costurile care vor determina cheltuielile și rentabilitatea.

Deciziile care se vor referi la perioade mari necesită o muncă importantă în etapa de pregătire, iar la deciziile operative volumul mai mare de muncă apare în faza finală.

În etapa de pregătire a deciziei, conducătorii trebuie să colaboreze cu subordonații, să organizeze diviziunea muncii și comunicarea între nivelurile ierarhice, domeniile funcționale, specialiști și executanți.

Legătura dintre decizie și factorul timp

Factorul timp este strîns legat de luarea deciziei, sarcina celui de care depinde decizia fiind aceea de a sesiza domeniile în care ele sînt necesare, accelerînd etapa de pregătire.

În implementarea stilului dinamic de conducere, noțiunea de timp este legată de orice acțiune (fapt, eveniment), decizia conducătorului fiind un factor provocator.

În acest sens, apar distinct două aspecte: durata, adică timpul necesar pentru a înfăptui o acțiune și limitele duratei, adică stabilirea momentelor în care acțiunea începe și se termină.

Printr-o bună activitate informațională, prin inițiativă și muncă în echipă, conducătorul poate atinge un moment optim al deciziei, reducînd „timpul mort" dintre apariția problemei și sesizarea ei.

Măsuri și mijloace eficiente

Toate acțiunile întreprinse se vor orienta spre aprecierea și organizarea rațională a activității întreprinderii, în sfera de atribuții ale conducătorului la nivel de întreprindere intrînd în mod obligatoriu următoarele acțiuni: implementarea modelului de conducere și planificare bazat pe o concepție de sistem; elaborarea strategiei întreprinderii și fixarea obiectivelor; selecționarea și perfecționarea cadrelor de conducere; asigurarea cunoașterii, de către toți angajații, a intențiilor întreprinderii; elaborarea unei structuri organizatorice optime; aplicarea diferențiată a diferitelor forme de cointeresare materială și morală, bazată pe aprecierea realizărilor; organizarea controlului activității.

În cazul unui program accelerat de dezvoltare a unei întreprinderi, se vor rezolva cu prioritate următoarele aspecte: modernizarea organizației atît în plan tehnologic cît și social; exigență pentru disciplina muncii, corelată însă cu apreciere și recompensare corectă; utilizarea la maximum a fondului de timp și a capacității utilajelor; creșterea cerințelor de calitate și a celor de transport; măsuri eficiente și rapide de marketing; îmbunătățirea activității de inovare, implicit a aplicării acestora; organizarea burselor de idei; eficiență ridicată a investițiilor.

Implementarea unui stil nou, dinamic, cu rezultate economice reale va depinde, în mare măsură, de modul în care întreprinderea va reuși să-și mobilizeze resursele interne și să le valorifice, totul printr-o organizare bună și o selecție corespunzătoare.

Stilurile și modalitățile de luare a deciziilor

Una din manifestările deciziei o constituie intențiile care sînt relevate de acțiuni și directive, cerințe ale conducerii și evaluării.

Interferențele care apar între intențiile fixe sau adaptabile și intervențiile directe sau indirecte se pot exprima prin stilurile alternative de decizie, care pot fi aplicate în diferite acțiuni de conducere, inclusiv în comunicarea sau preluarea informațiilor și rezolvarea unor probleme.

Stilul de conducere integrator

Acest stil presupune o conducere prin dispoziții și obiective, cu decizii repetitive de rutină, programabile. Obiectivele, planurile, relațiile și responsabilitățile vor fi de obicei bine definite și cunoscute de toți cei implicați.

Se poate considera că acest stil impune un proces tradiţional de conducere, în care intenţiile şi acţiunile predeterminate duc la un stil preponderent coordonator.

Acest stil predomină la funcţii de conducere situate la un nivel mediu, unde deciziile pot fi bine determinate şi documentate, cu cerinţe normate ale muncii şi recompensare a performanţelor.

Stilul predomină în funcţii statice, care scot în evidenţă deciziile pentru a menţine stabilitatea, ordinea şi spiritul de uniformitate şi echilibru.

Stilul de conducere prin intervenţie

Stilul presupune procese de decizie extraordinare, excepţionale, corective cu rezultate parţial cunoscute, deci conducere prin impuls şi intervenţie.

Sînt situaţii cînd conducătorii trebuie să intervină printr-o poziţie clară şi să decidă în cursul unei acţiuni de scurtă durată. Acest fapt este evident atunci cînd apar probleme presante, situaţii speciale sau crize.

Stilul prin intervenţie poate apărea şi în situaţii de muncă care cer o atenţie sporită, cu luarea de măsuri corective. Aceste situaţii se pot ivi şi în soluţionarea unor probleme ale angajaţilor, în accelerarea ritmului de muncă, deci, în general, în situaţii schimbătoare sau conflictuale. Deoarece diferă foarte mult în ceea ce priveşte capacitatea lor de a se confrunta cu situaţii schimbătoare şi complexe, conducătorul va fi cel care va aborda un stil prin intervenţie, cu decizii de eficacitate, în scurt timp, dar cu eficienţă pe termen lung.

Chiar regulile şi procedeele adoptate anterior pot necesita decizii şi interpretări revăzute pentru a putea face faţă cazurilor de urgenţă.

Acest stil presupune aptitudini comportamentale deosebite şi trăsături individuale care să se adapteze bine la stress, să influenţeze pe cei din jur şi să ducă la aplicarea consecventă a deciziilor luate.

Stilul de decizie investigator

Exact opus stilului prin intervenţie, este stilul investigator, care pune accentul pe analiza imparţială folosind metode şi tehnici de decizii deosebite.

Conducătorul confruntă alternativele de decizie mai largi şi efectuează o analiză pentru a putea elabora planuri şi intenţii de viitor. De fapt, acest stil impune o conducere prin previziune, cu procese de decizie cu scop determinat, bazat pe un studiu îndelungat, cu rezultate parţial cunoscute sau sigure.

Stilul prin investigare este specific în activitatea de cercetare, informatică, cercetarea pieţei şi a celor care analizează îmbunătăţirea productivităţii muncii şi a muncii de personal.

Stilul de decizie independent

Opus stilului de decizie integrator este cel independent, care aplică o conducere prin diversitate şi discontinuitate.

Stilul independent se bazează pe decizii nestructurate şi rezultate necunoscute sau destul de nesigure şi riscante. Aceste decizii nu se repetă şi nu pot fi programate.

Este aplicabil în situaţii schimbătoare şi de adaptare, în care intenţiile şi intervenţiile de conducere trebuie să fie flexibile.

Stilul de decizie independent aparţine de obicei domeniului conducerii la nivel superior, în special de cercetare şi dezvoltare implicate în proiecte de cercetare fundamentală.

De asemenea, mai poate fi adoptat şi de conducătorii unui nivel ierarhic mediu, cu implicaţii în analizarea unor opţiuni şi condiţii noi.

Pentru a putea aborda cu succes acest stil este nevoie de abilitate conceptuală deosebită pentru a putea înţelege imaginea în ansamblu, ţinînd seamă de aspectele interne care pot fi controlate, dar şi de cele externe, mai puţin controlabile. Este necesară o mare capacitate de decizie personală, autonomie şi autoritate dar, în acelaşi timp, o mai mare responsabilitate şi un mod de gîndire superior.

În mediile cu schimbări rapide, conducătorii nu trebuie să se bazeze pe poziţii şi planuri fixe, rigide, ci trebuie să adopte un stil flexibil, adaptabil pentru a putea face faţă vitezelor, din ce în ce mai mari ale schimbărilor, „şocul viitorului".

Domeniile şi dinamica deciziilor

Un conducător va acţiona de-a lungul timpului în situaţii şi domenii diferite, fiecare cu gradul său de complexitate, cu diverse niveluri de responsabilitate implicate.

De obicei, conducătorii unui nivel mediu raportează situaţia conducătorilor de vîrf care decid problemele strategice, finale şi pe termen lung, lor revenindu-le sarcini în probleme tehnice şi de tranziţie, decizînd asupra unor aspecte de tactică şi interfuncţionalitate.

Ing. A. Semeneseu și ing. R. Pivniceru
IPROMET

Criterii teoretice și practice pentru dimensionarea rațională a zidăriei cuptoarelor industriale

CZ: 669.041

Proiectarea căptușelilor refractare pentru cuptoarele industriale constituie o activitate complexă, care necesită specializare și experiență deosebită în acest domeniu. Indiferent de natura căptușelii, în proiectare va trebui să se țină seamă de o serie de parametri, care condiționează calitatea căptușelilor refractare respective. Aceasta cu atît mai mult, cu cît greșelile în alegerea unor căptușeli refractare sînt destul de frecvente și se datoresc fie unor greșeli în aprecierea diferitelor practici și principii fundamentale, care (unele) nu mai sînt astăzi valabile, fie unei lipse de colaborare cu părțile interesate sau chiar lipsei de experiență în acest domeniu. De aceea, unele practici și metode tradiționale trebuie examinate și reconsiderate.

O zidărie de cuptor se poate considera corect dimensionată dacă se respectă următoarele principii :

1 — temperatura la fața interioară a stratului să nu depășească temperatura de utilizare a calității respective ;

2 — grosimile straturilor calculate să nu depășească necesarul pentru coborîrea temperaturii pentru a putea folosi un strat mai ieftin și mai izolant ;

3 — fluxul termic de căldură prin pereți să fie optimizat în raport cu grosimea zidăriei.

Din punct de vedere al optimizării structurii căptușelii refractare a cuptoarelor, s-a urmărit realizarea unei componențe a acestei căptușeli care antrenează pe ansamblu costuri minime.

Pentru realizarea primelor două deziderate, ar fi utilă existența unor curbe de variație a temperaturii în strat, în funcție de grosime, pentru materialele refractare și izolante, uzuale.

Pentru stabilirea acestor curbe se pornește de la ecuația fluxului de căldură :

$$Q = F\lambda\frac{dt}{dx}$$

în care :

Q este cantitatea de căldură evacuată prin pereți, în unitatea de timp, kcal/h ; F — suprafața, m² ; λ — conductibilitatea materialului, kcal/mh°C ;

$\frac{dt}{dx}$ — variația temperaturii în strat, °C/m.

În cazurile practice se întîlnesc, în special, două tipuri de pereți : drepți și cilindrici.

Pereții drepți

$$\frac{Q}{F} = -\lambda\frac{dt}{dx} \quad (1) \qquad \frac{Q}{F} = q_0, \text{ kcal/m}^2\text{, h}$$

Întrucît fluxul de căldură q_0 este constant, se poate scrie :

$$q_0 = \alpha_e \Delta t \quad (2)$$

în care : α_e este coeficientul de schimb spre exterior ; Δt = diferența de temperatură :

$$\alpha_e = (c + dt_e) \quad (3)$$

c și d sînt constante :

$$\Delta_t = t_e - t_a \quad (4)$$

unde t_e este temperatura exterioară a peretelui ;

t_a — temperatura mediului ambiant.

$$q_0 = (c + dt_e)(t_e - t_a) \quad (5)$$

Pentru pereții metalici vopsiți în alb :

$c = 6{,}8, d = 0{,}037$

Pentru pereții rugoși de zidărie :

$$c = 6{,}8, d = 0{,}046$$

Considerat temperatură ambiantă : $t_a = 15$°C.

Din relația (1) :

$$q_0 = -\lambda\frac{dt}{dx}$$

unde : $\lambda = a + b$ (a și b_t fiind constante ale materialului).

Integrînd, se va obține :

$$\int_0^{\delta} q_0 dx = \int_t^{t_u} (a + bt)dt$$

în care t_u este temperatura de utilizare.

$$q_0\delta = a(t_u - t) + \frac{b}{2}(t_u^2 - t^2) \quad (6)$$

Cu ajutorul ecuației (6) se trasează curbele $\delta = f(t)$ știind că $q_0 = 325$ kcal/m²h, pentru $te = 55°C$, iar a, b, tu sînt caracteristicile materialului pentru care se trasează curba (fig. 1—3).

Deoarece q_0 a fost considerat constant, admițîndu-se o temperatură te la exteriorul zidăriei, s-au trasat curbele de corecție:

$$\frac{q_0}{q_{ef}} = f(t_e)$$

Acest fapt lărgește considerabil cîmpul de valabilitate a graficelor întocmite (fig. 4), unde q_{ef} este fluxul de căldură efectiv.

Pereții cilindrici

În acest caz, problema se complică întrucîtva deoarece suprafața este variabilă, în funcție de grosimea stratului, astfel:

$$F = 2\pi(r_i + x) \tag{7}$$

$$\text{iar } Q = q \cdot 2\pi \cdot r_e \tag{8}$$

unde: r_i este raza interioară a cilindrului;
r_e — raza exterioară a cilindrului;
q_0 — conform ecuației (5).

Înlocuind valorile (7) și (8) în ecuația (1) se va obține:

$$\int_0^x q_0 r_e \frac{dx}{r_i + x} = \int_t^{tu} \lambda dt \tag{9}$$

și integrînd va rezulta:

$$q_0 \cdot r_e \cdot ln\frac{(r_i + x)}{ri} = a(t_u - t) + \frac{b}{2}(t_{u^2} - t^2) \tag{10}$$

Comparînd ecuația (6) cu ecuația (10) se observă ușor că de fapt prin curba trasată, ca reprezentare a ecuației (6), este reprezentată și de ecuație (10) dacă se va face notația:

$$\delta = r_e ln\left(1 + \frac{x}{ri}\right) \tag{11}$$

de unde:

$$x = ri\left(e^{\frac{\delta}{r_e}} - 1\right) \tag{12}$$

iar: $r_i = r_{i_0} + \sum_{i=1}^{n-1} xi$

r_{i0} este raza interioară a primului strat.

Se observă că, pentru calculul grosimii x a stratului de zidărie cilindrică, se va calcula pe grafic grosimea δ, iar cu ajutorul ecuației (12) rezultă X.

Se atrage atenția asupra dificultății cunoașterii valorii r_e apriori.

Pentru învingerea acestei dificultăți se propune următoarea metodă:

Se calculează grosimea totală δ a straturilor pe grafice, admițîndu-se pentru început că aceasta este și grosimea totală a straturilor cilindrice:

$$\delta = r_e - r_i = \sum_{L=1}^{n} \delta_i \tag{13}$$

iar după calculul valorilor x_i, cu această valoare se recalculează x_i, cu noua valoare r_e:

$$r_e = r_i + \sum_{L=1}^{n} x_i \tag{14}$$

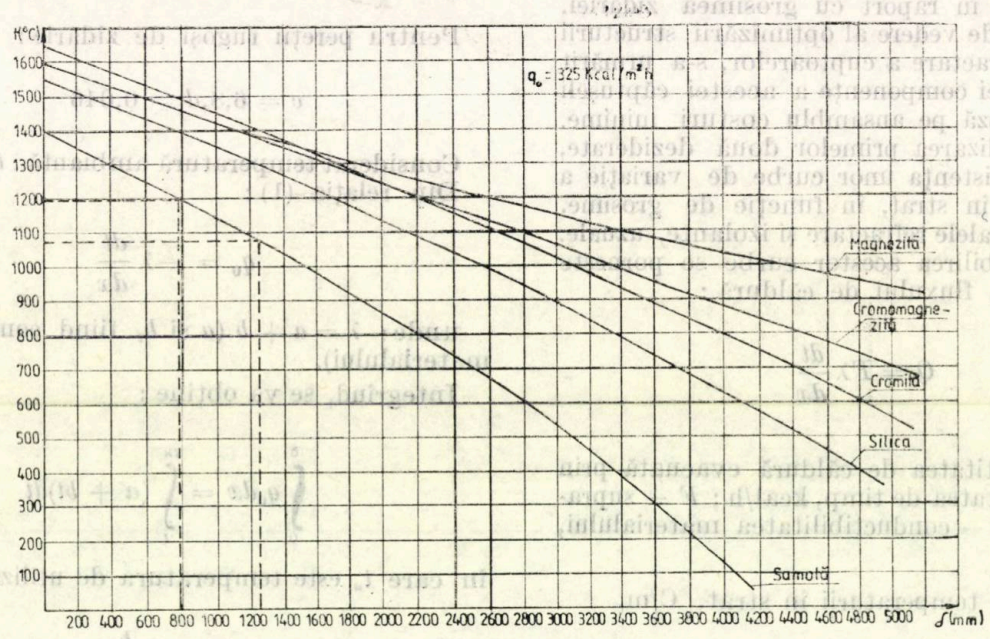


Fig. 1. Curba $\delta = f(t)$ pentru materiale refractare uzuale

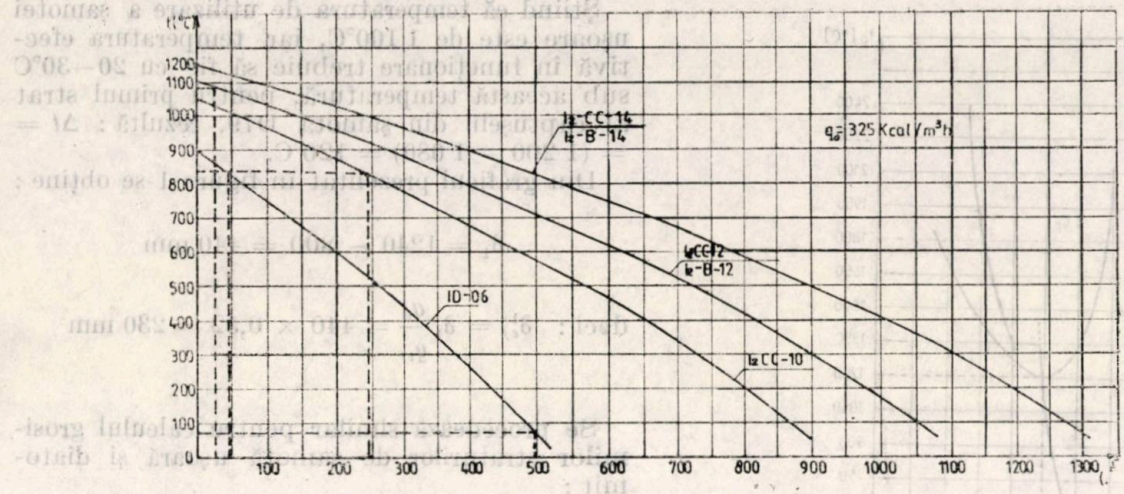
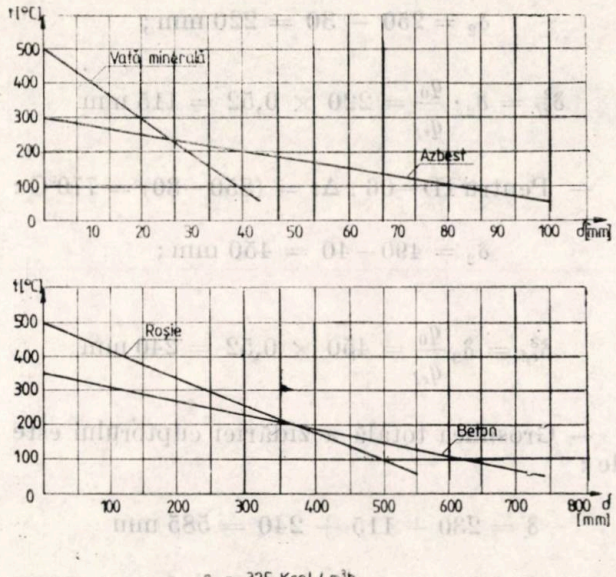
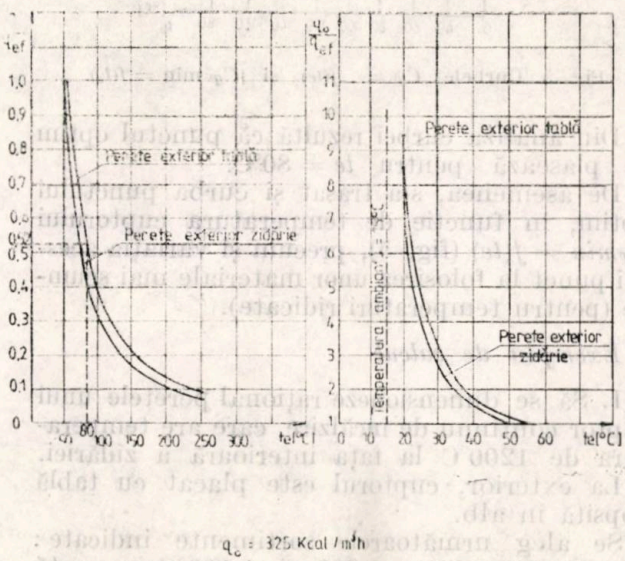


Fig. 2. Curba $\delta = f(t)$ pentru materiale izolante



q_c = 325 Kcal / m³h

Fig. 3. Curba $\delta = f(t)$ pentru materiale de construcţii



q_c = 325 Kcal /m³h

Fig. 4. Curba $q_0/q_{ef} = f(te)$

Cele două valori obţinute cu ecuaţia (12), în care au fost introduse valorile r_e după ecuaţiile (13) şi (14), se extrapolează.

Pentru optimizarea pierderilor de căldură prin pereţi s-a procedat astfel:

— S-a calculat costul zidăriei/m², (C_{zid}) al unui cuptor de 1 200°C, cu o structură de şamotă, şamotă uşoară şi diatomit, respectîndu-se prescripţiile indicate la punctele 1 şi 2, la care s-a adăugat 10% supliment de scumpire datorată măririi ansamblului (construcţii metalice, instalaţii, hală etc.).

În această situaţie:

$$C_{zid} = \frac{C_0}{q_0}(t_c - t_e),\ \text{lei/m}^2 \qquad (15)$$

t_c este temperatura cuptorului;

C_0 — constanta în funcţie de preţul zidăriei şi efectul investiţiilor antrenate de grosimea zidăriei.

În cazul straturilor alese: $Co = 1\,000$.

— S-a calculat costul combustibilului /m², (C_{cald}), admiţîndu-se o funcţionare a cuptorului de cca 30 000 h (5 ani), după care se va schimba zidăria cuptorului. Preţul combustibilului a fost admis la 860 lei/tcc:

$$C_{cald} = 3{,}5\ q_0, \text{lei/m}^2 \qquad (16)$$

— S-a trasat curba $C_T = f(te)$ unde:

C_T — costul total, lei/m²;

$$C_T = C_{zid} + C_{cald} \qquad (17)$$

Se trasează curba $C_T = f(te)$ (fig. 5).

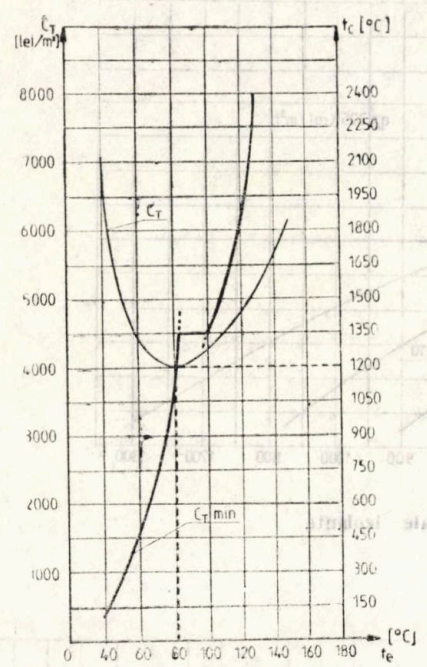


Fig. 5. Curbele $C_T = f(te)$ și $C_T \min = f(t_e)$

Din analiza curbei rezultă că punctul optim se plasează pentru $te = 80°C$.

De asemenea, s-a trasat și curba punctului optim, în funcție de temperatura cuptorului $C_T min = f(te)$ (fig. 5), precum și variația acestui punct la folosirea unor materiale mai scumpe (pentru temperaturi ridicate).

Exemplu de calcul

I. Să se dimensioneze rațional peretele unui cuptor continuu de încălzire, care are temperatura de 1200°C la fața interioară a zidăriei.

La exterior, cuptorul este placat cu tablă vopsită în alb.

Se aleg următoarele sortimente indicate: șamotă D79 între 1 200 și 1 100°C; șamotă ușoară $I_2C-C-12$ între 1 100 și 900°C; diatomit ID—06 între 900° C și t_e.

Alegerea temperaturii exterioare (te) este în funcție de t_e.

Se apelează la figura 5 și se determină te. Pentru costul minim rezultă: $te = 80°C$.

Se determină raportul $\frac{q_0}{q_{ef}}$ din figura 4 pentru $te = 80°C$, rezultînd:

$$\frac{q_0}{q_{ef}} = 0{,}52$$

deci: $q_{ef} = \frac{325}{0{,}52} = 625$ kcal/m²/h

Se determină grosimea straturilor echivalente pe diagramele trasate în figurile 1—3 pentru materialele alese la punctul 1.

Știind că temperatura de utilizare a șamotei ușoare este de 1 100°C, iar temperatura efectivă în funcționare trebuie să fie cu 20—30°C sub această temperatură, pentru primul strat al căptușelii din șamotă D79, rezultă: $\Delta t = (1\,200 - 1\,080) = 120°C$.

Din graficul prezentat în figura 1 se obține:

$$\delta_1 = 1240 - 800 = 440 \text{ mm}$$

deci: $\delta^1_{ef} = \delta_1 \frac{q_0}{q_{ef}} = 440 \times 0{,}52 = 230$ mm

Se procedează similar pentru calculul grosimilor straturilor de șamotă ușoară și diatomit:

— Pentru $I_2C-C-12$: $\Delta t = (1080 - 850) = 230°C$:

$$\delta_2 = 250 - 30 = 220 \text{ mm};$$

$$\delta^2_{ef} = \delta_2 \cdot \frac{q_0}{q_{ef}} = 220 \times 0{,}52 = 115 \text{ mm}$$

— Pentru ID—06: $\Delta t = (850-80) = 770°C$:

$$\delta_3 = 490 - 40 = 450 \text{ mm};$$

$$\delta^3_{ef} = \delta_3 \frac{q_0}{q_{ef}} = 450 \times 0{,}52 = 240 \text{ mm}$$

— Grosimea totală a zidăriei cuptorului este de:

$$\delta = 230 + 115 + 240 = 585 \text{ mm}$$

II. Să se dimensioneze rațional o conductă cilindrică cu diametrul interior de 2,0 m în condițiile exemplului I.

Se calculează grosimile de zidărie pentru pereții plani și rezultă:

— șamotă D79 = 230 mm; $I_2C-C-12$ = = 115 mm; ID—06 = 240 mm.

$$r_e = 1 + 0{,}23 + 0{,}115 + 0{,}24 = 1{,}585 \text{ m}$$

$$x'_1 = r_i\left(e^{\frac{\delta}{r_e}} - 1\right) = 1\left(e^{\frac{0{,}23}{1{,}585}} - 1\right) = 155 \text{ mm}$$

$$x'_2 = 1{,}155\left(e^{\frac{0{,}115}{1{,}585}} - 1\right) = 87 \text{ mm}$$

$$x'_3 = 1{,}242\left(e^{\frac{0{,}24}{1{,}585}} - 1\right) = 205 \text{ mm}$$

Recalculînd pentru $r_e = 1 + 0{,}155 + 0{,}087 + 0{,}205 = 1{,}447$ se va obține:

$$x_1'' = 1\left(e^{\frac{0{,}23}{1{,}477}} - 1\right) = 165 \text{ mm};$$

$$x_2'' = 1{,}165\left(e^{\frac{0{,}115}{1{,}447}} - 1\right) = 95 \text{ mm};$$

$$x_3'' = 1{,}26\left(e^{\frac{0{,}240}{1{,}447}} - 1\right) = 225 \text{ mm};$$

$$x_1 = \frac{x_1' + x_1''}{2} = \frac{155 + 165}{2} = 160 \text{ mm};$$

$$x_2 = \frac{x_2' + x_2''}{2} = \frac{87 + 95}{2} = 91 \text{ mm};$$

$$x_3 = \frac{x_3' + x_3''}{2} = \frac{205 + 225}{2} = 215 \text{ mm}$$

Cu aceste grosimi se obțin aceleași temperaturi calculate la exemplul I.

BIBLIOGRAFIE

[1] Heiligenstaedt, W. *Thermique appliquée aux fours industriels.* Paris, Ed. Dunod, 1971.

RECENZIE

Ramișvili, D. S. *Turnarea continuă a semifabricatelor cave din fontă.* Tbilisi, 1985, p. 106

În lucrare se prezintă procesele tehnologice și utilajele pentru turnarea continuă a semifabricatelor rotunde din fontă.

Capitolul 1, pe baza unor date din literatură și din cercetări proprii, analizează tipurile de instalații și mașini pentru turnarea continuă, părțile constructive și principiul de funcționare. Bazele teoretice ale proceselor de transfer de căldură, parametrii de turnare și viteza de tragere a semifabricatului sînt prezentate în capitolul 2. De asemenea, sînt date o serie de calcule privind influența tipului de cristalizor asupra vitezei de solidificare și vitezei de tragere, precum și variația tensiunilor și deformațiilor în crusta semifabricatului. În capitolul 3 sînt prezentate rezultatele cercetărilor proprii și industriale privind turnarea semifabricatelor rotunde cave din fontă cu grafit nodular. Sînt redate compozițiile prealiajelor complexe folosite la modificare, structura și proprietățile mecanice ale fontelor cu grafit nodular, precum și influența conținutului de sulf asupra consumului de modificator. În ultima parte se prezintă influența vibrațiilor de frecvență mică asupra structurii și proprietăților mecanice ale fontelor cenușii și cu grafit nodular turnate continuu. Sînt date cîteva exemple de instalații de turnare continuă a fontei, pe care sînt montate vibratoare pentru a influența procesul de cristalizare a fontelor.

Capitolul 4 analizează diverse variante tehnologice de mărire a vitezei de răcire a semifabricatelor turnate continuu sau semicontinuu, în zona de răcire secundară. Folosirea materialelor pulverulente cu capacitate mare de acumulare a căldurii și, deci, de răcire este una din metodele cele mai recomandate. Se studiază fenomenele de transfer de căldură în zona de răcire secundară; în cazul folosirii acestor materiale sînt prezentate diferite principii de intensificare a vitezei de răcire la mașinile de turnare continuă. Lucrarea recenzată este foarte utilă inginerilor tehnologi și cercetătorilor care se preocupă de turnarea continuă a semifabricatelor din fontă.

Dr. ing. C. Bratu

Institutul Politehnic București

Ing. V. Geantă, ing. I. Butnariu,
ing. N. Constantin și ing. E. Berceanu
Institutul Politehnic București

Considerații asupra asimilării manganului și siliciului la dezoxidarea și alierea oțelului de convertizor

CZ: 669.046.55

Reducerea consumurilor specifice de feroaliaje la elaborarea oțelului constituie una din problemele de bază ale cercetărilor metalurgice. În acest context, s-a efectuat un studiu aplicativ, în condiții industriale, pe o gamă largă de oțeluri elaborate în convertizorul de tip LD.

Lucrarea își propune stabilirea influenței principalilor factori care duc la creșterea asimilării manganului și siliciului la dezoxidarea și alierea oțelului. În condițiile specifice oțelăriilor cu convertizoare, baia metalică la sfîrșitul insuflării conține o însemnată cantitate de oxigen care, dacă s-ar menține în oțel, ar face imposibilă turnarea lui în lingouri sau pe mașinile de turnare continuă. Utilizarea oțelului este posibilă numai în cazul unei diminuări a conținutului în oxigen și în urma corectării compoziției chimice (aliere).

Acest lucru se realizează prin adăugarea feroaliajelor în oala de turnare, în timpul evacuării oțelului. Dezoxidarea și alierea în oala de turnare prezintă o serie de avantaje, dintre care: creșterea productivității agregatului de elaborare, omogenizarea termică și chimică ca urmare a agitării intense a băii metalice în timpul evacuării; decantarea avansată a incluziunilor nemetalice; înlăturarea posibilității de refosforare și resulfurare etc.

Dezoxidarea și corectarea compoziției chimice (alierea) a oțelului făcîndu-se simultan, se poate afirma că o asimilare superioară a elementelor de aliere indică un conținut redus de oxigen în baia metalică, la sfîrșitul insuflării. Deci, pentru a realiza o reducere a consumului de feroaliaje trebuie acționat în sensul obținerii unui conținut de carbon la oprire $[\%C]_0$ cît mai apropiat de cel final $[\%C]_f$, astfel încît oxigenul aflat în echilibru cu acesta să aibă valori cît mai scăzute.

În acest scop, s-a făcut un studiu statistic asupra oțelului calmat obișnuit și slab aliat, elaborat într-un convertizor de 175 t capacitate.

Volumul de selecție a cuprins un număr însemnat de șarje, și anume: 100 șarje din oțel calmat obișnuit și 100 șarje din oțel slab aliat. În continuare, se prezintă influența celor mai importanți factori care acționează asupra asimilării elementelor de aliere din feroaliaje:

— Influența gradului de oxidare a băii metalice. Din prelucrarea statistică a datelor s-a constatat că din cele 200 șarje (oțel calmat obișnuit + oțel slab aliat) 40% au fost supraoxidate (s-a considerat șarjă supraoxidată acea șarjă la care conținutul de carbon la oprire $[\%C]_0$ a fost cu mai mult de 0,02% sub conținutul prescris tehnologic). În acest caz, cantitatea de feroaliaje pentru dezoxidare și aliere a fost relativ mai mare decît la șarjele normal oxidate.

Consumul suplimentar reprezintă 4,0—5,0% din cantitatea de feroaliaje adăugată, adică aproximativ 40—45 kg/șarjă.

Asimilarea manganului și siliciului, în funcție de gradul de oxidare al băii metalice, este prezentată în tabelul 1, de unde se pot observa, în cazul șarjelor supraoxidate, valorile sensibil mai mari ale cantităților de feroaliaje adăugate pentru același procent de element de aliere adus în baie.

— Influența regimului zgurii și a compoziției sale chimice. Cunoscîndu-se influența pe care o are zgura asupra desfășurării procesului de elaborare și asupra calității oțelului, s-a urmărit stabilirea condițiilor care trebuie îndeplinite de către zgura de convertizor pentru ca în procesul de elaborare să se atingă scopul propus (reducerea consumului de feroaliaje), evident, fără a se deranja bunul mers al elaborării.

Conducerea corectă a regimului zgurii impune formarea, încă din primele minute ale insuflării, a unei zguri fluide, bazice și active. Aceasta se poate realiza, în condițiile de lucru ale convertizoarelor, prin insuflarea oxigenului în primele minute, de la distanță mică, cu debit și presiune scăzută, ceea ce duce la oxidarea unei cantități relativ mari de fier cu asimilarea imediată în zgura bogată în oxizi de fier, a oxidului de calciu din varul folosit ca fondant.

Tabelul 1

Asimilarea elementelor / Feroaliajul	Cantitatea de feroaliaj adăugat pentru 0,01% [element de aliere]		
	șarje normale	șarje supraoxidate	valori medii
Feromangan	21,76	22,68	22,24
Ferosiliciu	22,60	23,21	22,93

Tabelul 2

Conținutul de carbon la oprire, [%, C]$_0$	<0,06	0,061–0,080	0,081–0,100	0,101–0,120	>0,121
Conținutul de fier (%Fe)$_{tot}$	18,58	16,30	14,24	12,90	12,90

Analiza influenței compoziției chimice a zgurii asupra procesului de asimilare în baia metalică a elementelor de aliere s-a făcut pe baza puterii de oxidare a acesteia, și anume în funcție de conținutul de oxid de fier, respectiv fier total în zgură (%Fe)$_{to}$. Pentru aceasta s-a analizat conținutul de fier din zgură pentru diferite grade de oxidare a băii metalice (tab. 2).

Din analiza statistică a datelor s-a constatat că aproximativ 80% din numărul total de șarje studiat au avut un conținut de carbon la oprire de 0,08–0,12%, ceea ce corespunde unui conținut de (%Fe)$_{tot}$ de 13,00 – 14,00%.

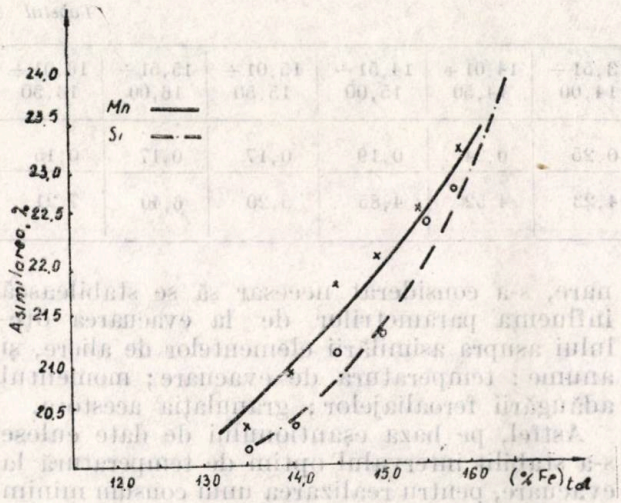


Fig. 1. Variația asimilării elementelor de aliere, în funcție de conținutul total de fier din zgură

Cunoscîndu-se influența oxizilor de fier asupra oxidării băii metalice, s-a stabilit conținutul optim de (%Fe)$_{tot}$ pentru a se asigura o asimilare maximă a Mn și Si din FeMn și FeSi. Din prelucrarea datelor, s-au obținut rezultatele prezentate în tabelul 3, conform cărora s-a trasat diagrama din figura 1. Intervalul optim în care asimilarea este maximă variază între 13,00 și 14,00%(Fe)$_{tot}$.

Caracterul mai pronunțat al influenței oxizilor de fier asupra asimilării manganului, comparativ cu asimilarea siliciului, se datorează faptului că feromanganul este adăugat înaintea ferosiliciului, atunci cînd baia metalică conține întreaga cantitate de oxigen dizolvat. În acest caz, cantitatea de feromangan adăugată, pentru a aduce în baie 0,01% Mn, este sensibil mai mare decît cea de ferosiliciu, pentru același procent de aliere.

Bazicitatea zgurii influențează consumul de feroaliaje, indirect, prin intermediul conținutului de elemente remanente. În cazul de față, s-a studiat modul de influență a bazicității zgurii asupra conținutului de mangan remanent și a (FeO)$_{tot}$. Din tabelul 4 și figura 2 se observă că asimilarea maximă se realizează pentru valori ale bazicității cuprinse între 2,9 și 3,4 și conținutului de (%Fe)$_{tot}$ de 13,00–14,00%.

Pentru edificare, s-au efectuat calcule similare și pentru șarje cu alt grad de oxidare, rezultatele verificîndu-se întocmai.

Influența conținutului de mangan remanent este analizată prin prisma regimului zgurii, al conținutului oxizilor de fier și de mangan din zgură.

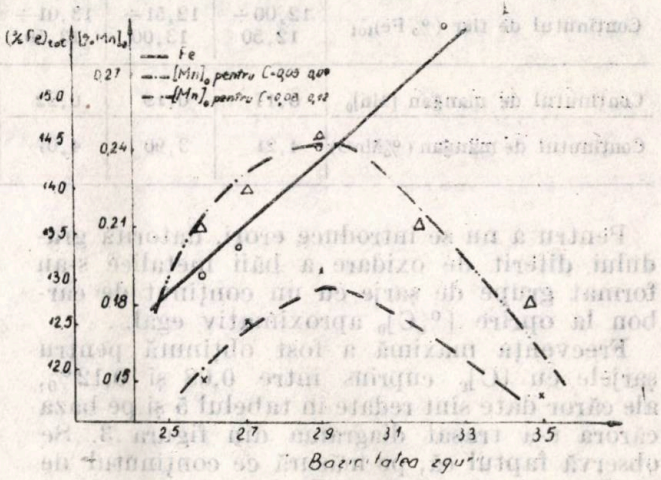


Fig. 2. Variația conținutului de mangan remanent și a fieru lui, în funcție de bazicitatea zgurii

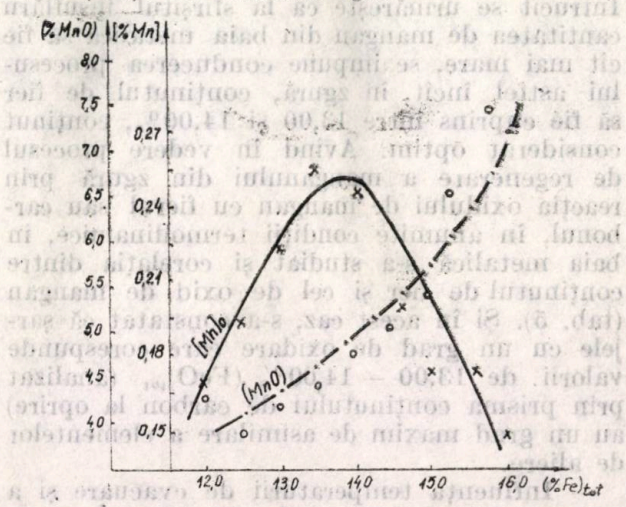


Fig. 3. Influența fierului total asupra conținutului de mangan remanent și a MnO

Tabelul 3

Conținutul de fier ($\%Fe)_{tot}$	13,50–14,00	14,01–14,50	14,51–15,00	15,01–15,50	15,51–16,00	16,01–16,50
Cantitatea de FeMn pentru 0,01 % [Mn]	20,20	20,80	21,75	22,00	22,45	23,20
Cantitatea de FeSi pentru 0,01 % [Si]	20,00	20,35	21,00	21,20	22,30	22,50

Tabelul 4

Bazicitatea, B		<2,70	2,71–2,90	2,91–3,20	3,21–3,50	>3,51
Conținutul de Mn remanent $[\%Mn]_0$	pt. $[\%C]_0 = 0,05–0,07\%$	0,15	0,17	0,19	0,14	0,13
	pt. $[\%C]_0 = 0,08–0,12\%$	0,21	0,22	0,24	0,20	0,18
Conținutul de fier ($\%Fe)_{tot}$		13,00	13,20	14,44	16,80	17,96

Tabelul 5

Conținutul de fier ($\%Fe)_{tot}$	12,00÷12,50	12,51÷13,00	13,01÷13,50	13,51÷14,00	14,01÷14,50	14,51÷15,00	15,01÷15,50	15,51÷16,00	16,01÷16,50
Conținutul de mangan $[Mn]_0$	0,17	0,19	0,22	0,25	0,24	0,19	0,17	0,17	0,15
Conținutul de mangan (%MnO)	4,21	3,90	4,07	4,23	4,52	4,85	5,20	6,40	7,21

Pentru a nu se introduce erori, datorită gradului diferit de oxidare a băii metalice s-au format grupe de șarje cu un conținut de carbon la oprire $[\%C]_0$ aproximativ egal.

Frecvența maximă a fost obținută pentru șarjele cu $[C]_0$ cuprins între 0,08 și 0,12%, ale căror date sînt redate în tabelul 5 și pe baza cărora s-a trasat diagrama din figura 3. Se observă faptul că, pe măsură ce conținutul de $(\%Fe)_{tot}$ crește, conținutul de mangan remanent [%Mn] are valori din ce în ce mai mici. Întrucît se urmărește ca la sfîrșitul insuflării cantitatea de mangan din baia metalică să fie cît mai mare, se impune conducerea procesului astfel încît, în zgură, conținutul de fier să fie cuprins între 13,00 și 14,00%, conținut considerat optim. Avînd în vedere procesul de regenerare a manganului din zgură prin reacția oxidului de mangan cu fierul sau carbonul, în anumite condiții termodinamice, în baia metalică s-a studiat și corelația dintre conținutul de fier și cel de oxid de mangan (tab. 5). Și în acest caz, s-a constatat că șarjele cu un grad de oxidare care corespunde valorii de 13,00 – 14,00% $(FeO)_{tot}$ (analizat prin prisma conținutului de carbon la oprire) au un grad maxim de asimilare a elementelor de aliere.

— Influența temperaturii de evacuare și a modului de adăugare a feroaliajelor. Întrucît adăugarea feroaliajelor se face în oala de turnare, s-a considerat necesar să se stabilească influența parametrilor de la evacuarea oțelului asupra asimilării elementelor de aliere, și anume: temperatura de evacuare; momentul adăugării feroaliajelor; granulația acestora.

Astfel, pe baza eșantionului de date culese s-a stabilit intervalul optim de temperatură la evacuare, pentru realizarea unui consum minim de feroaliaje. În tabelul 6 sînt prezentate valorile asimilării manganului și siliciului, în funcție de temperatura de evacuare.

Se poate observa (fig. 4) că, pentru oțelurile calmate, intervalul optim de temperatură pentru asigurarea unei asimilări maxime este de 1 600–1 615°C, iar pentru oțelurile slab aliate este de 1 610–1 625°C. Aceste rezultate obținute sînt în concordanță cu datele din publicațiile de specialitate [1].

Momentul adăugării feroaliajelor joacă și el un rol important, influențînd într-un sens sau altul asimilarea elementelor de aliere.

În vederea ușurării interpretării rezultatelor și a reprezentării grafice a variației asimilării manganului și siliciului în funcție de momentul adăugării feroaliajelor, acesta s-a exprimat în procente (s-a considerat că întreaga perioadă de evacuare reprezintă 100%).

În tabelele 7 și 8 sînt prezentate datele referitoare la variația asimilării siliciului și manganului, în funcție de momentul adăugării

Tabelul 6

Oțelul calmat			Oțelul slab aliat		
Temperatura de evacuare, °C	Asimilarea		Temperatura de evacuare, °C	Asimilarea	
	FeMn	FeSi		FeMn	FeSi
<1 600	23,10	22,95	<1 600	21,73	22,02
1 601—1 607	21,55	21,90	1 606—1 613	20,91	19,31
1 608—1 614	21,10	22,40	1 614—1 621	21,33	20,27
1 615—1 621	22,10	22,15	1 622—1 629	22,08	20,12
1 622—1 628	22,60	23,01	>1 630	22,12	21,39
>1 629	23,63	23,04	—	—	—

feroaliajelor, pentru cele două categorii de oțeluri analizate.

Din figura 5 se observă că intervalul optim de adăugare a feromanganului și ferosiliciului, pentru șarjele de oțel calmat, este cuprins între 25 și 50%, iar pentru oțelurile slab aliate între 20 și 35% din timpul de evacuare.

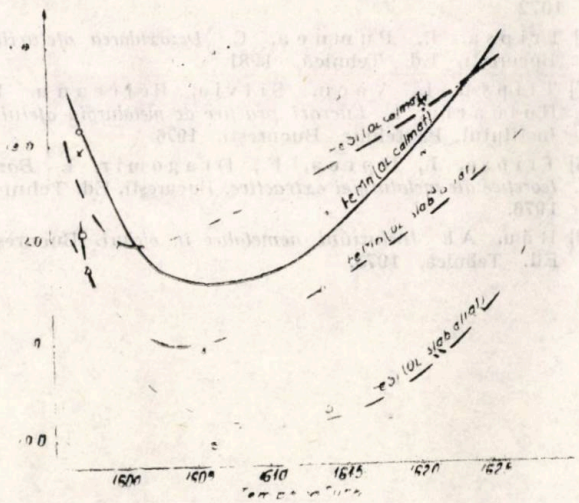


Fig. 4. Variația consumului specific de feroaliaje, în funcție de temperatura de evacuare

Tabelul 7

Oțelul calmat			
Timpul de evacuare, %	Asimilarea manganului	Timpul de evacuare, %	Asimilarea siliciului
11—21	24,10	18—28	24,42
22—32	22,54	29—39	21,81
33—43	21,55	40—50	22,01
44—54	21,81	51—61	22,21
55—65	23,00	62—72	23,77

Tabelul 8

Oțelul slab aliat			
Timpul de evacuare, %	Asimilarea manganului	Timpul de evacuare, %	Asimilarea manganului
10—16	20,03	20—26	20,00
17—23	20,80	27—33	20,27
24—30	21,52	34—40	20,05
31—37	21,90	41—47	21,03
38—44	22,01	48—54	21,20

* Asimilarea este calculată ca fiind cantitatea de feroalia (kg) adăugat pentru a aduce în baia metalică 0,01% element de aliere

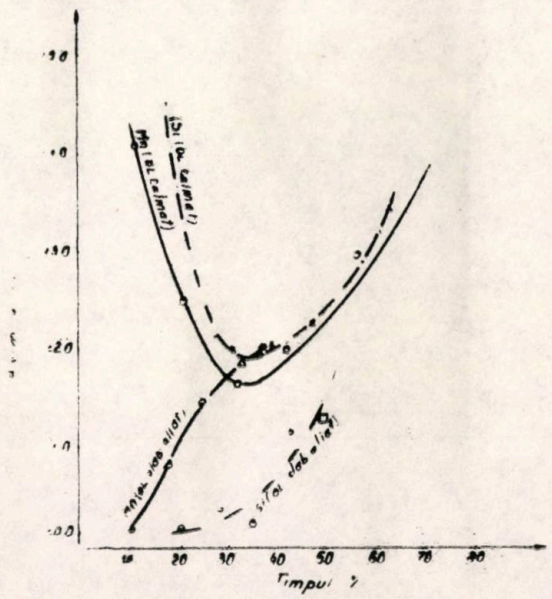


Fig. 5. Influența timpului de adăugare a feroaliajelor asupra asimilării elementelor de aliere

La oţelurile slab aliate, intervalul optim de adăugare a feroaliajelor este deplasat spre începutul perioadei de evacuare (în special la ferosiliciu) deoarece, la această gamă de oţeluri, cantitatea de feromangan adăugată este mult mai mare decît la oţelurile calmate. Se poate adăuga totodată şi faptul că, la începutul evacuării, în oala de turnare se introduce 20% din cantitatea totală de aluminiu, restul de 80% fiind introdus spre sfîrşitul evacuării.

Corelaţiile stabilite s-au verificat şi pentru alte grupe de şarje cu acelaşi grad de oxidare, rezultatele fiind identice.

Concluzii

Procesul tehnologic de elaborare a oţelului impune asigurarea, la sfîrşitul insuflării oxigenului, a unei compoziţii chimice bine stabilite, a unui regim termic şi al zgurii corespunzător. Acest lucru este posibil numai printr-o bună cunoaştere a tehnologiei de lucru, a parametrilor care acţionează asupra procesului, precum şi a modului cum aceştia se intercondiţionează reciproc.

În vederea reducerii consumurilor specifice de feroaliaje, respectiv creşterii asimilării elementelor de aliere, în urma studiului statistic efectuat, se pot trage următoarele concluzii:

— oprirea insuflării oxigenului să se facă în momentul în care conţinutul de carbon în oţel $[\%C]_0$ să aibă valori cît mai apropiate de conţinutul de carbon final $[\%C]_f$, în limitele admise tehnologic.

Prin aceasta se evită supraoxidarea băii metalice, care are o pondere de influenţă mare asupra consumului de feroaliaje;

— regimul zgurii trebuie astfel condus încît, la sfîrşitul insuflării oxigenului, conţinutul de fier în zgură să fie de cca 13,00—14,00% (procent stabilit ca optim), iar bazicitatea să aibă valori în intervalul 2,90—3,40;

— temperatura de evacuare a oţelului să fie cuprinsă între 1 600 şi 1 615°C pentru oţelurile calmate ($[\%C] < 0{,}12$) şi între 1 610 şi 1 625°C pentru oţelurile slab aliate;

— adăugarea feromanganului şi ferosiliciului să se facă în intervalul 25—50% din timpul de evacuare pentru oţelurile calmate ($[\%C] < 0{,}12$) şi intervalul 20—35%, din timpul de evacuare pentru oţelurile slab aliate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Tripşa, I., Kraft, N. *Elaborarea oţelului în convertizoare cu oxigen.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1970.

[2] Rău, Al., Tripşa, I. *Metalurgia oţelului.* Bucureşti, Ed. Didactică şi Pedagogică, 1973.

[3] Dragomir, I., Rusu, E., Şoit, I. V. *Teoria proceselor siderurgice.* Institutul Politehnic Bucureşti, 1978.

[4] Oprea, F. ş.a. *Teoria proceselor metalurgice.* Bucureşti, Ed. Didactică şi Pedagogică, 1978.

[5] Tripşa, I., Dragomir, I. *Teoria proceselor siderurgice* Bucureşti, Ed. Didactică şi Pedagogică, 1972.

[6] Tripşa, I., Pumnea, C. *Dezoxidarea oţelurilor.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1981.

[7] Tripşa, I., Vacu, Silvia, Berceanu, E., Butnariu, I. *Lucrări practice de metalurgia oţelului.* Institutul Politehnic Bucureşti, 1976.

[8] Tripşa, I., Oprea, F., Dragomir, I. *Bazele teoretice ale metalurgiei extractive.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1976.

[9] Rău, Al. *Incluziuni nemetalice în oţeluri.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1973.

Dr. ing. Gabriela Ionescu și
ing. N. Dumitru
ICSITPSCM București
ing. G. Grigorescu
Institutul Politehnic București

Aspecte privind rezistența la sudură abrazivă a straturilor subțiri și dure obținute prin CVD

CZ: 620.178.162

Există numeroase tratamente de suprafață care duc la îmbunătățirea proprietăților tribologice și alegerea unui tip sau altul, depinzînd de natura solicitării și a materialului de bază.

Se cunosc, astfel, și se aplică de mult tratamente de suprafață, cum ar fi : nitrurarea, carburarea, carbonitrurarea, borurarea, sulfizarea etc.

În ultimii ani s-au dezvoltat procedee noi de tratament termochimic, procedee care duc la realizarea prin difuzie a straturilor dure de carbură de titan, carbură de crom, de wolfram, vanadiu etc., cunoscute sub denumirea de procedee CVD.

Lucrarea își propune să prezinte cîteva aspecte legate de rezistența la uzură corosivă a acestor tipuri de straturi, obținute pe oțeluri de tip OLC 45 și OSC 8.

Testele privind rezistența la uzură abrazivă s-au efectuat în condițiile utilizării de probe, pe care s-au realizat straturi de carbură, nitrură de titan, precum și de carbură de crom, cu și fără tratament termic ulterior, alături de probele etalon, în stare călit — revenit.

Proprietățile deosebite ale acestor straturi privind rezistența foarte bună la uzură, asociată cu o duritate ridicată, rezistență bună la coroziune, aderență bună la materialul de bază, au dus la aplicarea acestora pe o scară tot mai largă la piese și scule intens solicitate, obținînd în final o durabilitate mai mare cu cca 400%.

Condiții experimentale

Cercetările s-au efectuat pe probe din OSC 8 și OLC 45, acoperite cu carbură de titan, carbură de crom și nitrură de titan. Straturile obținute au avut durități cuprinse între 1700 și 3000 $HV_{0,05}$ și grosimi de 5—20 μm (fig. 1).

Rezistența la uzură abrazivă s-a determinat cu ajutorul mașinii de șlefuit cu trei posturi, adaptată pentru determinări tribologice.

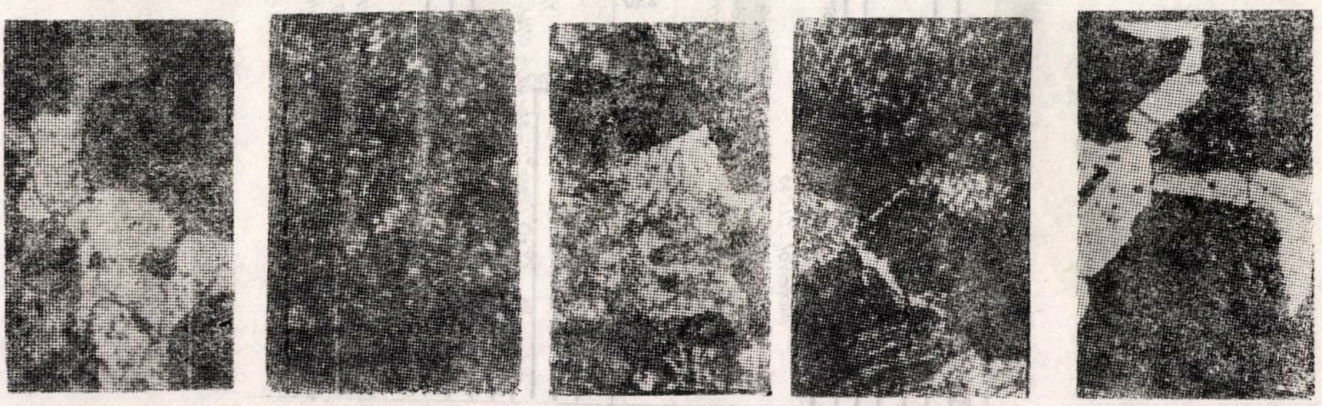
Epruvetele de forma și dimensiunile redate în figura 2, pregătite corespunzător (măsurate, degresate), au fost supuse testului de uzură în următoarele condiții : sarcina de apăsare : 420 N ; durata încercării : 480 s ; parcursul de uzură : 70 m ; granulația hîrtiei abrazive : 400 μm.

La baza histogramelor de uzură au stat măsurătorile de lungime, greutate, considerîndu-se pierderile în greutate Δm.

Rezistența la uzură abrazivă s-a determinat pe epruvete din OSC 8 și OLC 45 : călite și revenite ($HV30$ = 561 — 618 pentru OSC 8 și 424—462 pentru OLC 45) ; acoperite cu carbură de titan ; acoperite cu carbură de crom ; acoperite cu nitrură de titan ; acoperite cu carbură de titan, apoi călite și revenite ; acoperite cu carbură de crom, apoi călite și revenite ; acoperite cu nitrură de titan, apoi călite și revenite.

Pentru fiecare încercare s-au utilizat cîte trei epruvete tratate în aceleași condiții, în histogramă reprezentîndu-se valorile medii ale lui $1/\Delta m$.

Într-o primă parte a testelor de uzură, s-au luat în considerare epruvetele acoperite cu carbură de titan, carbură de crom și nitrură de



a *b* *c* *d* *e*

Fig. 1, *a* — carbură de titan obținută pe oțelul OLC 45; *b* — carbură de titan obținută pe oțelul OSC 8; *c* — nitrură de titan obținută pe oțelul OSC 8; *d* — carbură de crom obținută pe oțelul OSC 8; *e* — carbură de crom obținută pe oțelul OLC 45

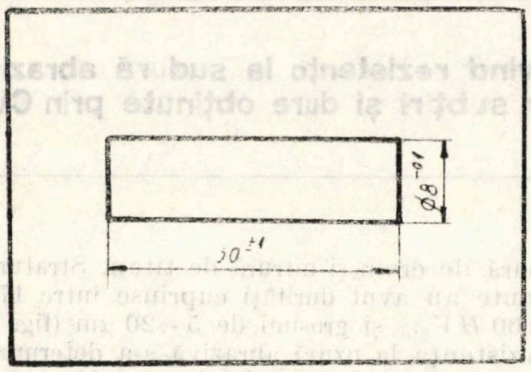


Fig. 2. Epruveta pentru determinarea rezistenței la uzură abrazivă

titan, din OLC 45 și OSC 8, comparativ cu probele numai în stare călită și revenită, rezultatele ducînd la trasarea histogramelor prezentate în figura 3, *a* și *b*, care arată următoarele :

— *la oțelul OSC 8*, rezistența la uzură a probelor călite și revenite a fost mică, pierderile în greutate Δm fiind de ordinul 0,035 g; deci $1/\Delta m = 30{,}646\ g^{-1}$(fig. 7, *a*) ;

— cea mai bună rezistență la uzură au avut-o probele acoperite cu carbură de titan, indiferent de condițiile de tratament, pierderile în greutate fiind cele mai mici ($1/\Delta m$ fiind de circa 5300 g^{-1}), deci, o rezistență la uzură de aproape 180 ori mai mare față de probele în stare călit-revenită ;

— pierderile în greutate pentru probele cu carbură de crom sînt relativ apropiate, chiar dacă condițiile de tratament au variat ; rezistența la uzură a probelor acoperite cu carbură de crom a fost superioară față de cea a probelor simplu călit-revenite, și anume de aproape zece ori mai mare, dar cu mult inferioară celor acoperite cu carbură de titan ;

— rezistența la uzură a probelor acoperite cu nitrură de titan a fost cu mult mai bună decît a celor în stare călit-revenită și a celor acoperite cu carbură de crom, dar inferioară celor acoperite cu nitrură de titan ;

— *la oțelul OLC 45*, pierderile în greutate pentru probe călite și revenite au fost mai mari decît pentru probe din OSC 8, în aceeași stare : $1/\Delta m = 19{,}48_g^{-1}$ (fig. 3, *b*) ;

— rezistența la uzură a probelor acoperite cu carbură de crom este comparabilă cu a celor din OSC 8 în aceeași stare, cea mai slabă comportare avînd-o probele din OLC 45 acoperite cu carbură de crom la 1 060°C, 2 h, la un debit de 4 l/h CH_4 și 150 l/h H_2 ;

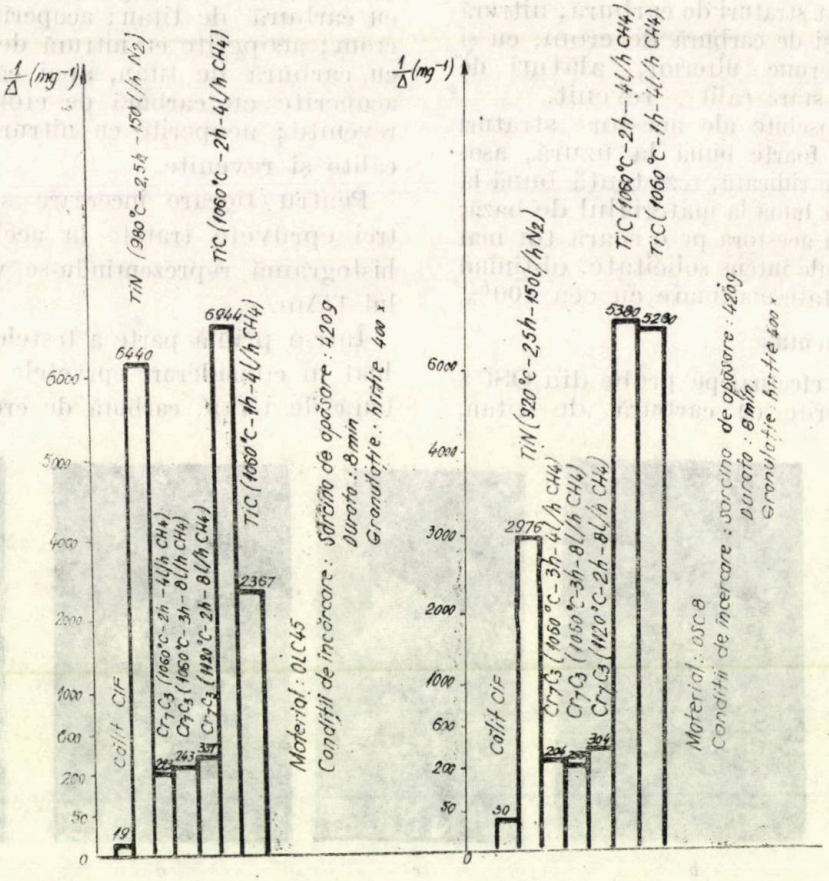


Fig. 3. Uzura abrazivă pentru: *a* — OSC 8 și OLC 45; *b* — în stare călit-revenită și acoperită cu straturi de carbură de titan, carbură de crom și nitrură de titan

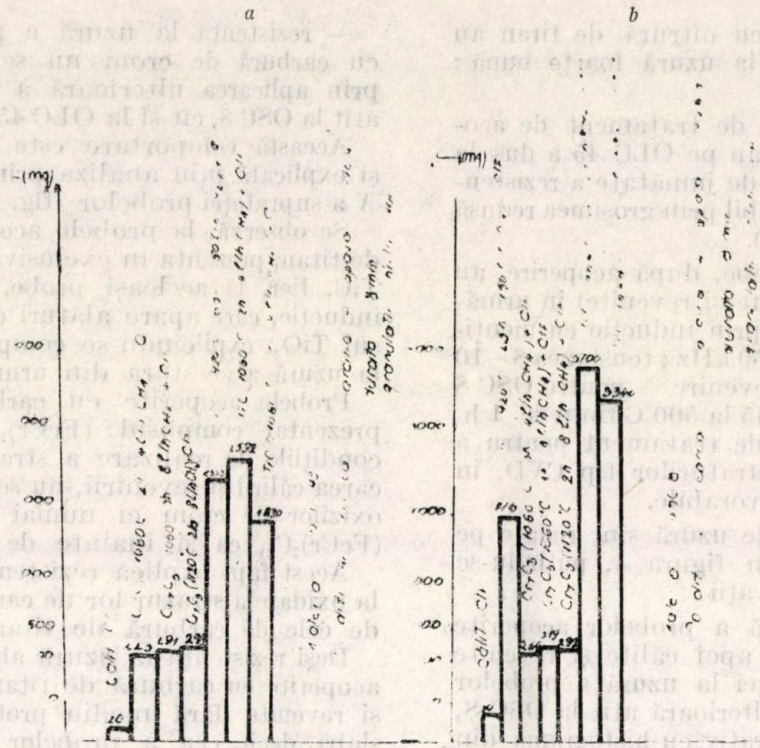


Fig. 4. Uzura abrazivă pentru: *a* — OSC 8 și OLC 45; *b* — în stare acoperită cu straturi de carbură de titan, carbură de crom și nitrură de titan și ulterior călită și revenită

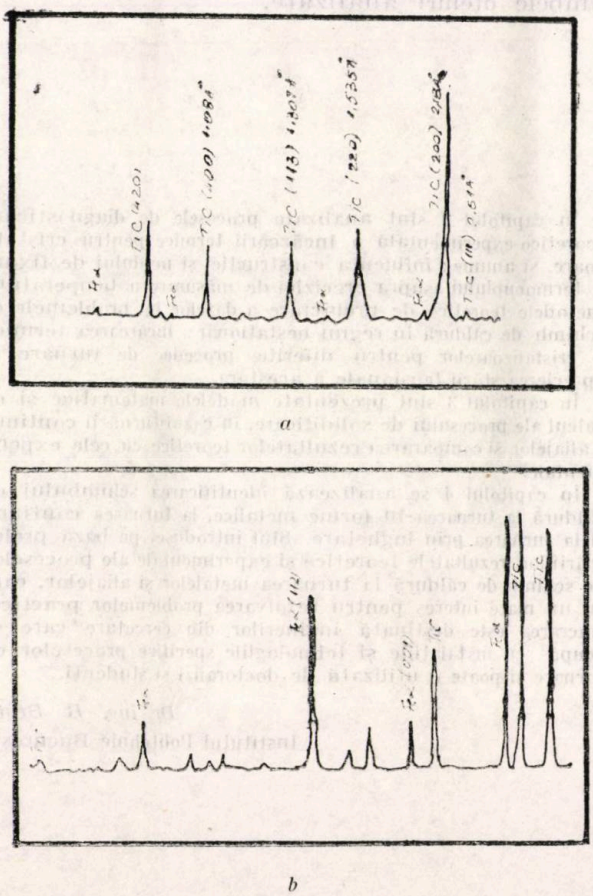


Fig. 5. Diagrama de raze X pentru stratul de carbură de titan realizat pe: *a* — OSC 8; *b* — OLC 45

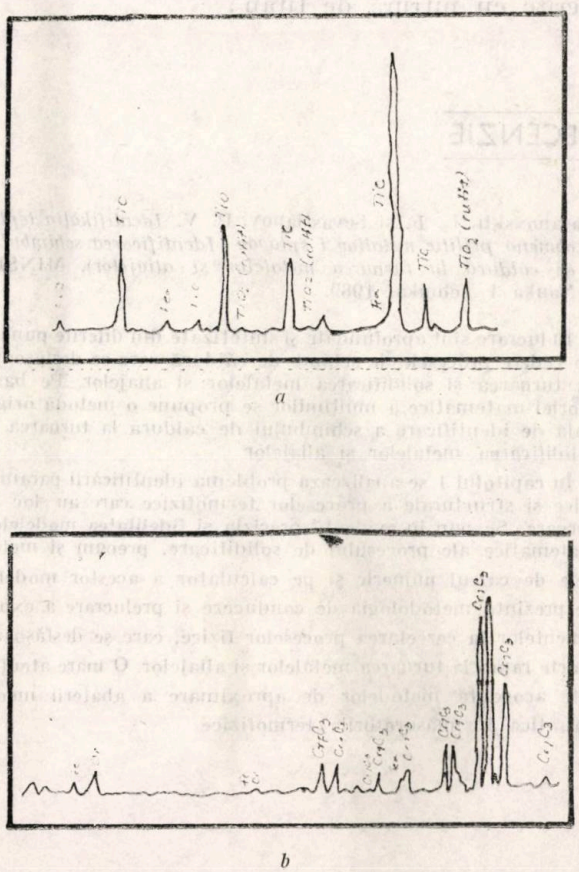


Fig. 6. Diagrama de raze X pentru oțelul OSC 8, acoperit cu: *a* — carbură de titan cu călire și revenire; *b* — carbură de crom cu călire și revenire

— probele acoperite cu nitrură de titan au prezentat o rezistenţă la uzură foarte bună : $1/\Delta m = 6440 g^{-1}$;

— micşorarea duratei de tratament de acoperire cu carbură de titan pe OLC 45 a dus la micşorarea la mai mult de jumătate a rezistenţei la uzură, fapt explicabil prin grosimea redusă a stratului (cca 2 μm).

Aceleaşi tipuri de probe, după acoperire, au fost tratate termic (călite şi revenite) în următoarele condiţii : călire prin inducţie cu menţinere 6 s la frecvenţa de 450 kHz ; tensiunea 8—10 *KV*, intensitatea 3 A ; revenire — pentru OSC 8 la 300°C şi pentru OLC 45 la 500°C timp de 1 h. S-a efectuat acest tip de tratament pentru a evalua caracteristicile straturilor tip CVD, în condiţiile cele mai nefavorabile.

Rezultatele testelor de uzură sînt redate pe scurt în histograma din figura 4, putîndu-se face următoarele observaţii :

— rezistenţa la uzură a probelor acoperite cu carbură de titan şi apoi călite şi revenite este inferioară rezistenţei la uzură a probelor fără călire şi revenire ulterioară atît la OSC 8, cît şi la OLC 45 (comparativ cu histograma din figura 3);

— aceeaşi comportare prezintă probele acoperite cu nitrură de titan ;

— rezistenţa la uzură a probelor acoperite cu carbură de crom nu se modifică practic prin aplicarea ulterioară a călirii şi revenirii atît la OSC 8, cît şi la OLC 45.

Această comportare este pusă în evidenţă şi explicată prin analiza prin difracţie de raze *X* a suprafeţei probelor (fig. 5).

Se observă, la probele acoperite cu carbură de titan, prezenţa în exclusivitate a compusului TiC, fier, la aceleaşi probe, după călire prin inducţie, care apare alături de titan şi compusul TiO_2, explicîndu-se comportarea mai slabă la uzură a celor dintîi din urmă (fig. 6, *a*).

Probele acoperite cu carbură de crom au prezentat compusul $(FeCr)_7 C_3$ (indiferent de condiţiile de realizare a stratului). După aplicarea călirii şi revenirii, nu se remarcă prezenţa oxizilor de crom ci numai a compusului de $(FeCr)_7C_3$, ca şi înainte de călire (fig. 6, *b*).

Acest fapt explică rezistenţa mult mai bună la oxidare a straturilor de carbură de crom faţă de cele de carbură de titan.

Deşi rezistenţa la uzură abrazivă a probelor acoperite cu carbură de titan şi ulterior călite şi revenite (fără mediu protector) a fost mai slabă decît cea a probelor numai acoperite, totuşi aceasta este cu mult superioară faţă de rezistenţa la uzură a probelor fără strat, la ambele oţeluri analizate.

RECENZIE

Baranovskii, E. F. şi Sevastianov, P. V. *Identifikaţia teploobmena prilitie metallov i splavov* (*Identificarea schimbului de căldură la turnarea metalelor şi aliajelor*), MINSK, Nauka i Tehnika, 1989.

În lucrare sînt aprofundate şi sintetizate din diferite puncte de vedere procesele de schimb de căldură care se desfăşoară la turnarea şi solidificarea metalelor şi aliajelor. Pe baza teoriei matematice a mulţimilor se propune o metodă originală de identificare a schimbului de căldură la turnarea şi solidificarea metalelor şi aliajelor.

În capitolul 1 se analizează problema identificării parametrice şi structurale a proceselor termofizice care au loc la turnare. Se pun în evidenţă precizia şi fidelitatea modelelor matematice ale procesului de solidificare, precum şi metodele de calcul numeric şi pe calculator a acestor modele. Se prezintă metodologia de conducere şi prelucrare a experimentelor la cercetarea proceselor fizice, care se desfăşoară foarte rapid la turnarea metalelor şi aliajelor. O mare atenţie este acordată metodelor de aproximare a abaterii medii pătratice în măsurătorile termofizice.

În capitolul 2 sînt analizate procesele de diagnosticare teoretico-experimentală a încărcării termice pentru cristalizoare, şi anume : influenţa construcţiei şi modului de fixare a termocuplului asupra preciziei de măsurare a temperaturii metodele teoretice de prelucrare a datelor în problemele de schimb de căldură în regim nestaţionar ;. încărcarea termică a cristalizoarelor pentru diferite procedee de turnare şi aprecierea stării tensionale a acestora.

În capitolul 3 sînt prezentate modelele matematice şi de calcul ale procesului de solidificare, în cazul turnării continue a aliajelor şi compararea rezultatelor teoretice cu cele experimentale.

În capitolul 4 se analizează identificarea schimbului de căldură la turnarea în forme metalice, la turnarea continuă şi la turnarea prin îngheţare. Sînt introduse, pe baza prelucrării lor, rezultatele teoretice şi experimentale ale proceselor de schimb de căldură la turnarea metalelor şi aliajelor, care au un mare interes pentru rezolvarea problemelor practice. Lucrarea este destinată inginerilor din cercetare care se ocupă cu instalaţiile şi tehnologiile specifice proceselor de turnare şi poate fi utilizată de doctoranzi şi studenţi.

Dr. ing. B. Bratu
Institutul Politehnic Bucureşti

Dr. ing. M. Teodorescu, ing. C. Stoian, dr. ing. Gh. Oproescu, ing. Sanda Levcovici, ing. D. Nicoară și ing. Ov. Ciocan
Universitatea din Galați

Cercetări privind procesul de deformare volumică orbitală la rece

CZ: 539.374

Aspecte teoretice

Deformarea plastică volumică orbitală se impune tot mai mult ca procedeu neconvențional de prelucrare a metalelor deoarece, în comparație cu procedeele convenționale, necesită forțe de presare reduse, permite realizarea unor grade de deformare mai mari, datorită ecruisării mai slabe a materialului, și asigură o fiabilitate ridicată a poansonului, întrucît forțele de frecare dintre acesta și piesă sînt mult mai mici. În general, utilajele folosite pentru astfel de prelucrări permit realizarea, de către semimatrița superioară, a patru forme de traiectorii în raport cu semifabricatul (fig. 1).

Suprafața de contact dintre poanson și piesă este mobilă în timp și, după un ciclu de lucru, parcurge întreaga traiectorie pe suprafața frontală a piesei (fig. 2).

Conform publicației [5], mărimea suprafeței de contact este redată de expresia:

$$A = \pi r^2 \lambda = \pi r^2 0{,}88 \left(\frac{s}{2\pi r \operatorname{tg}\gamma} \right) 0{,}535 \quad (1)$$

unde: λ este coeficientul de micșorare a suprafeței de contact sculă-piesă;

r — raza semifabricatului;

s — avansul axial;

γ — unghiul maxim de înclinare a axei matriței față de axa de rotație.

Pentru forța axială de deformare, literatura de specialitate [3], [7] propune:

$$F = P_m A \quad (2)$$

$$P_m = \sigma_d \left(1{,}25 + \mu\lambda \left(\frac{2r}{3h} + 1 \right) \right) \quad (3)$$

în care: σ_d este rezistența medie la deformare a semifabricatului;

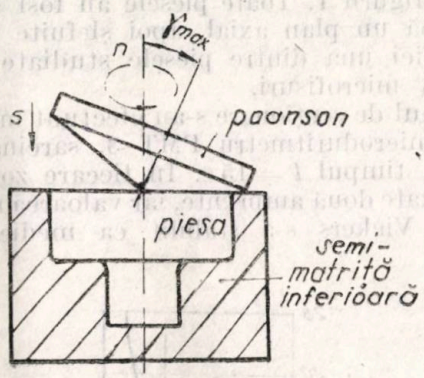
h — înălțimea semifabricatului;

μ — coeficientul de frecare dintre piesă și poanson.

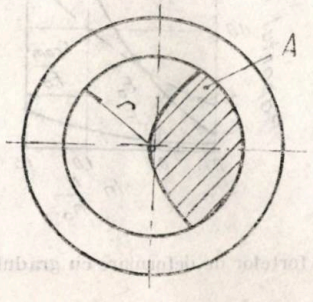
Deformarea volumică orbitală permite reducerea forței necesare presării, în comparație cu procedeul convențional, de cinci pînă la 25 de ori (fig. 3) în care:

F_{conv} este forța necesară pentru refularea capătului tijei;

F_0 — forța necesară pentru deformarea volumică orbitală;

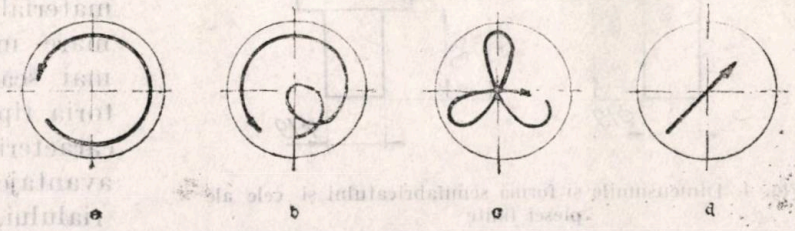


a



b

Fig. 2. Zona de lucru la deformarea plastică volumică orbitală



a b c d

Fig. 1. Traiectoriile zonei superioare a matriței față de semifabricat

F — forța calculată pentru deformarea la rece a zonei de capăt a tijei pînă la limita gradului admisibil de refulare;

h_0, h — înălțimea inițială și finală a zonei deformate.

În lucrare s-a urmărit stabilirea unor dependențe între forma traiectoriei semimatriței superioare și starea materialului, în urma deformării plastice volumice orbitale la rece.

Metodă de cercetare

Cercetările s-au efectuat pe epruvete din oțel OLC 15, avînd dimensiunile prezentate în figura 4, *a*. Piesa obținută după prelucrare are configurația prezentată în figura 4, *b*.

Deformarea volumică orbitală s-a realizat la rece pe o presă PXW 100, care poate dezvolta o forță de presare de 100 tf. Au fost deformate patru seturi de piese. Pentru fiecare set presa a fost reglată să realizeze cîte o traiectorie diferită a semimatriței superioare mobile, conform figurii 1. Toate piesele au fost secționate după un plan axial, apoi șlefuite și lustruite. Nici una dintre piesele studiate nu a prezentat microfisuri.

În planul de secționare s-au efectuat măsurători cu microduritmetru PMT 3, sarcina $F = 100$ gf, timpul $t = 15$ s. În fiecare zonă au fost realizate două amprente, iar valoarea microdurității Vickers s-a stabilit ca medie aritmetică.

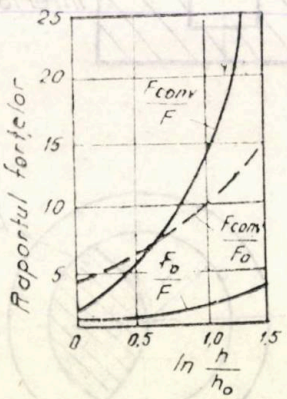


Fig. 3. Variația forțelor de deformare cu gradul de deformare

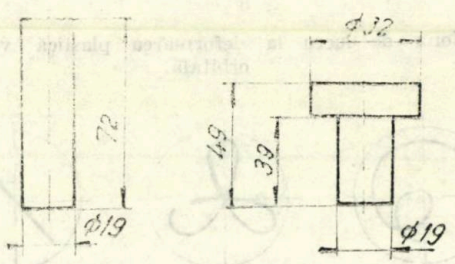


Fig. 4. Dimensiunile și forma semifabricatului și cele ale piesei finite

După ce suprafața pieselor a fost atacată cu reactiv nital 3%, zonele explorate cu microduritmetru au fost fotografiate (microstructură) cu ajutorul unui microscop tip Neophot, mărire 100 x. Pentru analiza macroscopică, suprafața pieselor a fost atacată cu reactiv Iatevici, timp de 30 min. la temperatura de 70—82°C.

Rezultate experimentale și interpretarea lor

Măsurătorile de microduritate prezentate în diagramele din figura 5 pun în evidență o creștere accentuată a durității pentru piesele deformate după traiectoria tip *a* (fig. 1), mai ales în zonele apropiate de partea centrală a acestora, și pentru probele realizate după traiectorii de tip *d*, mai ales pentru zonele marginale ale părții deformate.

A treia categorie de traiectorii, de tip *c*, asigură o creștere mai puțin pronunțată a durității pieselor, precum și o repartizare „mai" uniformă în zona deformată. Materialul care a fost deformat are, în acest caz, un grad de ecruisare mai redus decît celelalte.

Analiza macroscopică (fig. 6) pune în evidență, prin forma fibrajului pieselor deformate, o curgere radială redusă în stratul adiacent semimatriței superioare. Acest lucru se datorește forțelor de frecare care apar între poanson și suprafața frontală a piesei.

Analiza microscopică (fig. 7) confirmă o mai mare omogenizare a structurii ferito-perlitice, pn cazul pieselor deformate după traiectoria tip *c* și, îndeosebi, în zona mediană a capului pieselor. În acest caz, variația microdurității, în direcția radială, poate fi mai bine interpretată dacă se ține seamă că planul de măsurare intersectează zone deformate plastic diferit, ca urmare a numărului finit de lobi pe care îi are traiectoria.

Concluzii

Forma traiectoriei utilizate la deformare influențează gradul de omogenizare a structurii, de ecruisare a materialului. Omogenizarea este cu atît mai pronunțată cu cît la deformare participă mai multe volume elementare de material. Astfel, se pot asigura grade de deformare mai mari în condițiile unei ecruisări mai scăzute. Aceste avantaje le oferă traiectoria tip *c*. Dacă se urmărește asigurarea unor caracteristici mecanice superioare, este mai avantajoasă traiectoria tip *a*, care conferă materialului, în ansamblu, o duritate mai ridicată

Spre deosebire de acest caz, piesele deformate după traiectorii de tip *d* au duritate mai mare doar în planul axial de oscilație a semimatriței superioare.

Așadar, pentru a alege traiectoria semimatriței superioare, este necesar să se analizeze configurația și rolul funcțional al piesei, precum și proprietățile mecanice pe care aceasta trebuie să le aibă în urma deformării.

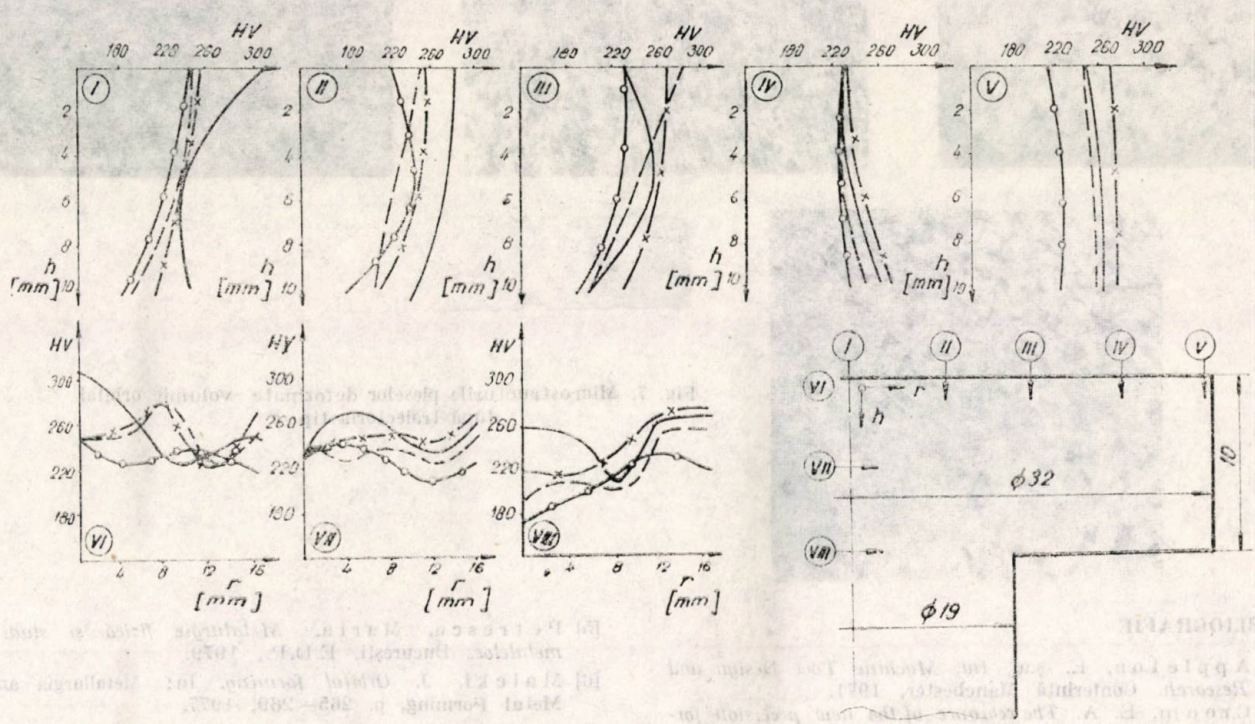
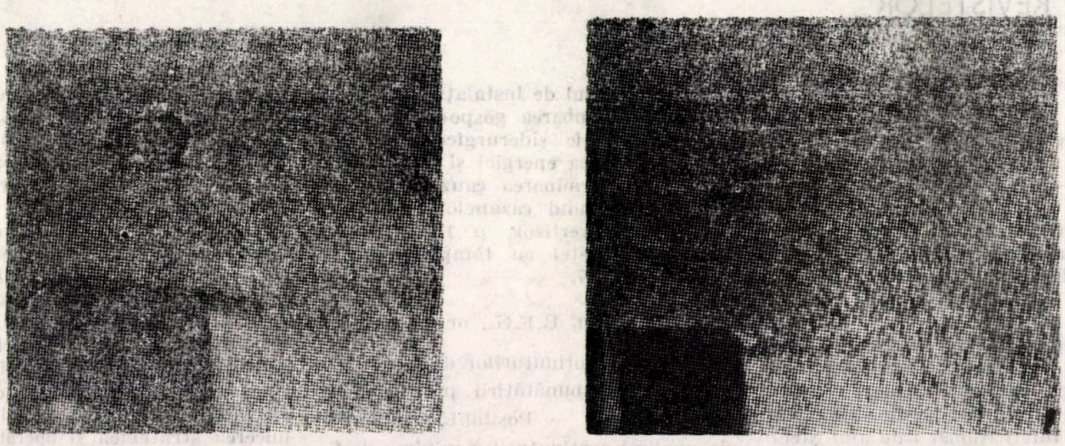


Fig. 5. Diagrama de variație a durității la deformarea volumică orbitală



1 *2*

Fig. 6. Macrostructurile pieselor deformate volumic orbital: *1* — după traiectorie tip *a*; *2* — după traiectorie tip *c*

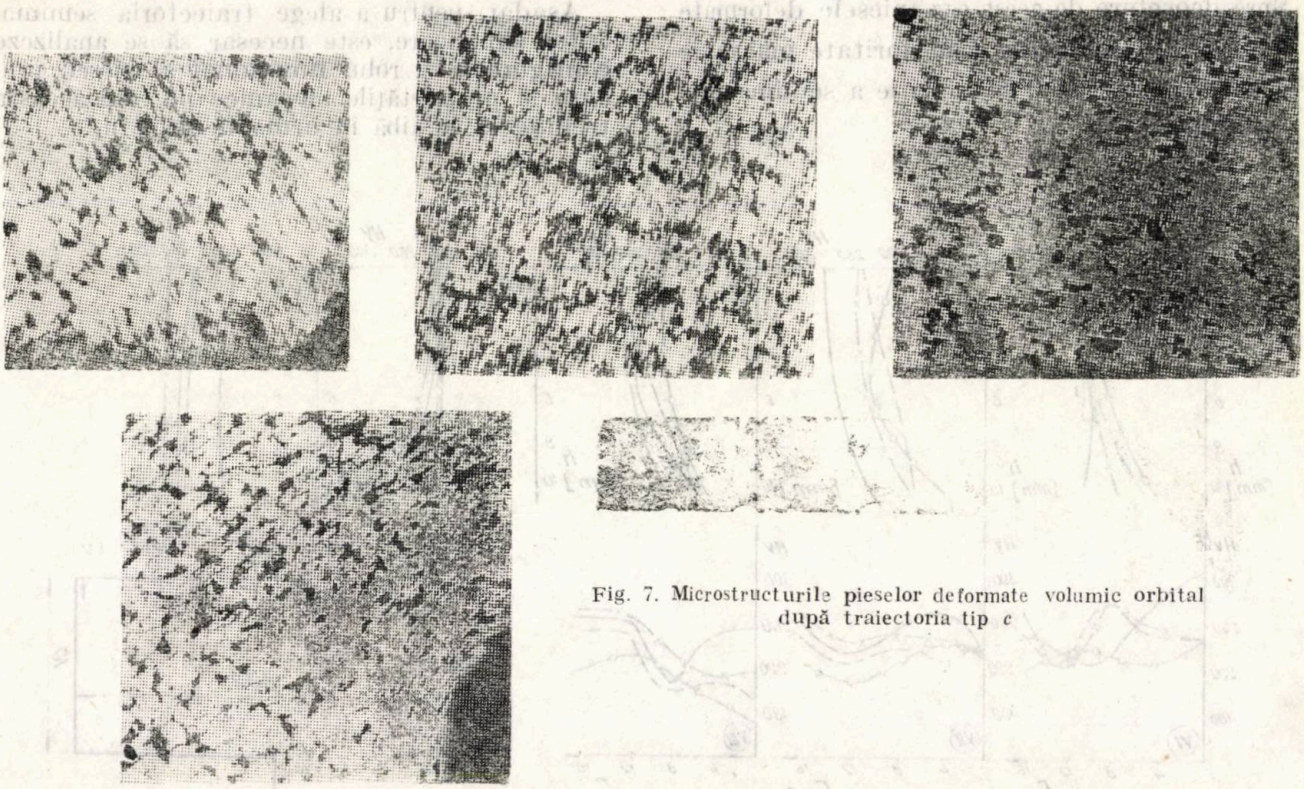


Fig. 7. Microstructurile pieselor deformate volumic orbital după traiectoria tip *c*

BIBLIOGRAFIE

[1] Appleton, E. ş.a. *Int. Machine Tool Design and Research.* Conferinţă Manchester, 1971.

[2] Croom, E. A. *The rebrance of the new precision forming methods to the forging industry.* 9-th International Drop Forging Convention, Kyoto, Japonia, 1977.

[3] Drăgan, I., Canta, T. şi Achimaş, Gh. *Cercetări asupra aplicării procedeului de forjare orbitală la matriţarea flanşelor.* În: Construcţia de maşini, R.S.R,, 39, nr. 2—3, 1987.

[4] Georgescu, Aurelia şi Diaconu, I. *Aspecte economice la deformarea plastică la rece pe prese cu matriţă oscilantă.* În: Construcţia de maşini, R.S.R., 35, nr. 9, 1983.

[5] Petrescu, Maria. *Metalurgie fizică şi studiul metalelor.* Bucureşti, E.D.P., 1979.

[6] Maicki, J. *Orbital forming.* In: Metallurgia and Metal Forming, p. 265—269, 1977.

[7] Oudin, J. ş.a. *Le forgeage avec matrice oscillante. Applications et developpements.* In: Revue Francais de Mecanique, Franţa, nr. 4, 1984.

[8] Pşenişniuc, A. *Proţes štampovki obkativaniem-speţializirovannoe oborudovanie i metodica proiectirovocinih i tehnologhiceskih rascetov.* In: Kuznecino štampovocie noe proizdvostvo, U.R.S.S., nr. 5, 1985.

[9] Teodorescu, Al. M,, Zgură, Gh. ş.a. *Prelucrări prin deformare plastică la rece.* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1987.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 4, 1990

Exigenţele modificate ale pieţei şi consumului, impuse producătorilor de oţel, p. 59 — Stadiul actual al contractelor prin exemplul fabricării tablei subţiri, p. 67 — Dezvoltările principale în domeniul îmbunătăţirii planificării şi controlului de producţie, p. 77 — — Sistemul de dispoziţie Ladis pentru contracte, începînd de la depozite, p. 85 — Logistica din domeniul aprovizionării şi distribuţiei, specifică transportului, p. 91 — Întreţinerea internaţională — rezultatele unui studiu al institutului Internaţional Iron and Steel Institute, p. 101—Analiza vibraţiilor privind controlul de instalaţii şi proces, p. 111 — Schimbarea gospodăririi energiei în uzinele siderurgice integrate, prin substituirea energiei şi tehnologiei, p. 121 — Determinarea cauzelor de defecte în domeniul cazanelor recuperatoare de convertizor, p. 143 — Tratamentul suprafeţei cu lămpi de mare putere, p. 157.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 5, 1990

Limitarea conţinuturilor de impurităţi în vederea îmbunătăţirii proprietăţilor oţelului, p. 43 — Posibilităţi şi limite ale analizei conţinuturilor minime de C, P, S, şi N din oţel, p. 53 — Tehnica metalurgică de reacţie pentru reglarea conţinuturilor minime de C, P, S şi N in oţel, p. 61 — Instalaţii şi procedee în uzinele de insuflare a oxigenului, în vederea reglării conţinuturilor minime de C, P, S şi N, p. 75 — Instalaţii şi procedee din uzinele de oţel electric pentru reglarea conţinuturilor minime de C, P, S şi N, p. 87 — Comportarea produselor refractare la solicitările oscilante constante şi variabile, p. 95 — Intensificarea arderii ulterioare de CO prin procedeul EOF, p. 105 — Conducerea bazată pe indici şi comanda întreţinerii instalaţiilor, p. 127 — Conducerea strategică şi operativă a întreţinerii p. 139.

Dr. ing. C. Dumitrescu,
dr. ing. R. Şaban, dr. fiz. D. Bojin,
ing. D. Gheorghe, ing. D. Bunea,
ing. I. Zărnescu, ing. I. Petricel
şi ing. S. Ciucă
Institutul Politehnic Bucureşti

Condiţii optime de tratament termic al arcurilor lamă pentru acele de tricotat cu transfer

CZ: 621.785

Condiţii generale

Fabricaţia acelor de tricotat reprezintă un specific aparte al industriei româneşti, aflîndu-se printre puţinii producători în Europa şi în lume.

Acele pentru tricotat de fabricaţie românească sînt solicitate în ţări de pe mai multe continente asigurînd, în acelaşi timp, necesarul pentru unităţile industriale din România.

În scopul asigurării nivelului calitativ şi cantitativ al solicitărilor beneficiarului, întreprinderile s-au modernizat continuu din punct de vedere al dotării cu utilaje cu un grad avansat de mecanizare şi automatizare, îmbunătăţindu-se în acelaşi timp tehnologiile de prelucrare la rece şi de tratament termic.

Acele de tricotat cu transfer (fig. 1) se montează pe maşina de tricotat în pereche, rolul funcţional al arcului lamelă constituindu-l transferarea ochiului de tricotaj între cele două ace care formează pereche.

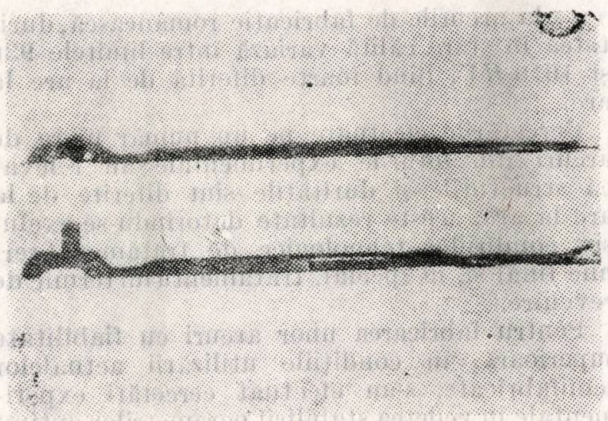


Fig. 1. Acul de tricotat cu transfer

Funcţionalitatea arcului, rezultată din condiţiile de solicitare, impune acumularea unei energii la preluarea ochiului de tricotaj, care trebuie redată într-un interval foarte scurt de timp în momentul transferului ochiului pe acul pereche.

În scopul asigurării funcţionalităţii, arcul lamelă trebuie să prezinte următoarele caracteristici de exploatare :

— elasticitate, exprimată prin valoarea limitei de curgere, care trebuie să fie cît mai ridicată şi cît mai apropiată de limita de rupere la tracţiune (diferenţa admisibilă $R_m - R_c =$ max. 15 daN/mm²) ;

— rezistenţă la oboseală impusă, datorită frecvenţei foarte mari a solicitărilor ciclice ;

— rezistenţă la şoc (solicitări dinamice, existente în momentul preluării ochiului de tricotaj).

Corespunzător acestor caracteristici de exploatare, structura arcului trebuie să fie alcătuită din constituenţi cu proprietăţi elastice, care să prezinte în acelaşi timp atît duritate ridicată (42—47 *HRC*), cît şi tenacitate. Acest ansamblu de proprietăţi este realizat de o masă metalică de bază martensitică, parţial descopusă, uniformă pe secţiunea şi în volumul arcului, care să nu prezinte urme de decarburare superficială.

O importanţă deosebită o are nivelul tensiunilor interne reziduale care, de la un anumit plafon, pot influenţa negativ rezistenţa la oboseală şi la coroziune, precum şi stabilitatea formei şi dimensiunilor.

Tehnologia actuală de fabricaţie a arcurilor lamelă prevede utilizarea unui oţel carbon pentru scule cu cca 1% C şi 0,25% Cr, iar tratamentul termic aplicat constă dintr-o călire incompletă, urmată de revenire medie.

Materialul metalic este procurat din import, furnizorul fiind firma vest-germană Westig. Oţelul este livrat sub formă de bandă laminată la rece şi recoaptă, de două dimensiuni : 15 × 0,16 şi 15 × 0,20 mm.

Condiţiile de recepţie ale materialului impun : respectarea strictă a compoziţiei chimice (tab. 1) ; toleranţa maxim admisă la grosimea ±0,004 mm ; valoarea rezistenţei mecanice la rupere prin tracţiune în stare recoaptă $R_m =$ = 65—75 daN/mm².

Tabelul 1

Compoziţia chimică a oţelului arcului

Elementul chimic, %			
C	Si	Mn	P + S
0,95—1,05	0,10—0,30	0,10—0,35	max. 0,05

O caracteristică deosebit de importantă, neînscrisă însă în condițiile de recepție, o reprezintă datele structurale cantitative de bază ale materialului în stare de livrare : dimensiunile medii ale carburilor secundare, numărul de carburi pe unitatea de suprafață, repartiția carburilor pe clase de dimensiuni, dimensiunile minime și maxime ale carburilor.

Cercetările experimentale efectuate au avut drept scop determinarea principalelor caracteristici structurale și a parametrilor optimi ai tratamentului termic final, pornind de la condițiile de recepție ale semifabricatelor și pînă la produsul final pentru creșterea durabilității și siguranței în exploatare a arcului lamelă.

Cercetările experimentale au fost efectuate comparativ pe semifabricate de proveniență japoneză, vest-germană și românească. Tratamentul termic al arcurilor de fabricație românească a fost efectuat în mai multe variante tehnologice și anume : călire în atmosferă de protecție ; călire în atmosferă de protecție și revenire clasică ; călire în atmosferă de protecție și revenire în atmosferă de protecție ; călire fără atmosferă de protecție ; călire fără atmosferă de protecție și revenire.

Din punct de vedere al compoziției chimice, oțelurile utilizate pentru fabricația arcurilor se încadrează în limitele recomandate pentru astfel de produse, conținutul de carbon fiind situat către valoarea inferioară.

Analiza macroscopică efectuată pe arcurile finite provenite din import nu a pus în evidență oxidarea, decarburarea sau alte defecte superficiale.

Pe suprafața arcurilor călite și revenite de proveniență românească au fost evidențiate straturi de oxid neuniform cu compactitate edusă, diferit nuanțate în raport cu condițiile efecturării tratamentului termic final.

Studiile de microscopie optică efectuate pe suprafața arcurilor de proveniență R.F.G. prezintă încă aspecte privind sensul de laminare, constatare deosebit de importantă, care arată că tratamentul termic final s-a efectuat în condiții deosebite în ceea ce privește atmosfera de protecție la călire și revenire, motiv pentru care nu au mai fost necesare operațiile de sablare (îndepărtarea oxizilor).

Pe arcurile de fabricație indigenă s-au evidențiat oxidări și decarburări superficiale, atît pe cele călite în atmosfere protectoare, cît și pe cele călite fără atmosferă de protecție, fapt pentru care pot fi subliniate următoarele concluzii :

— instalația de călire nu asigură temperaturile de încălzire și menținere în limitele prescrise ;

— temperatura cuptorului se reglează în limite largi și este neuniformă pe fiecare din zonele de încălzire ;

— cuptoul de revenire este impropriu pentru efectuarea unui astfel de tratament termic de înaltă finețe.

Structura microscopică este alcătuită în toate cazurile din carburi secundare globulare de tipul M_3C $(Fe, Cr)_3C$, plasate în masa metalică de bază formată preponderent din martensită și troostită de revenire.

În figura 2 sînt prezentate micrografiile optice ale arcurilor provenite din import, precum și cele ale arcurilor de fabricație românească, în diferite condiții tehnologice.

Studiile de microscopie optică cantitativă efectuate pe arcuri finite (quantimetrie) evidențiază următoarele aspecte :

— în cazul arcurilor de fabricație indigenă, proporția de carburi secundare globulare se situează între 4,26 și 6,48%, valori comparabile cu cele ale arcurilor din R.F.G. și Japonia (4,66 respectiv 6,66%) ;

— diametrul mediu al carburilor se situează în toate cazurile studiate între 0,6 și 0,7 mm ;

— în cazul arcurilor finite de fabricație indigenă, carburile sînt mai neomogene din punct de vedere al diametrelor minime și maxime, al repartiției pe unitatea de suprafață și al ariilor minime și maxime ocupate pe unitatea de suprafață, comparativ cu arcurile de proveniență R.F.G. și Japonia.

Măsurătorile de duritate au evidențiat urmtoarele aspecte :

— în cazul arcurilor din R.F.G. și Japonia, duritatea în stare călit-revenită este deosebit de uniformă și se situează între limitele 660 și 665 HV ;

— la arcurile de fabricație românească, duritatea în stare călită variază între limitele 930 și 1010 HV, fiind foarte diferită de la arc la arc.

Cercetările efectuate pe un număr mare de arcuri din loturile experimentale au relevat că structurile și durităților sînt diferite de la arc la arc, aceste rezultate datorîndu-se exclusiv condițiilor tehnologice de tratament termic final și, în special, tratamentului termic de revenire.

Pentru fabricarea unor arcuri cu fiabilitate superioară, în condițiile utilizării actualelor semifabricate, s-au efectuat cercetări experimentale în vederea stabilirii parametrilor optimi de tratament termic.

În tabelul 2 sînt prezentate condițiile experimentale rezultate pe baza calculelor și a unor date din literatura de specialitate.

Rezultate obținute

În figura 3 se prezintă micrografiile optice ale produselor călite și călit-revenite. Structura este alcătuită, în toate cazurile, din carburi poliedrice și globulare, într-o masă metalică de bază, formată din martensită și austenită reziduală.

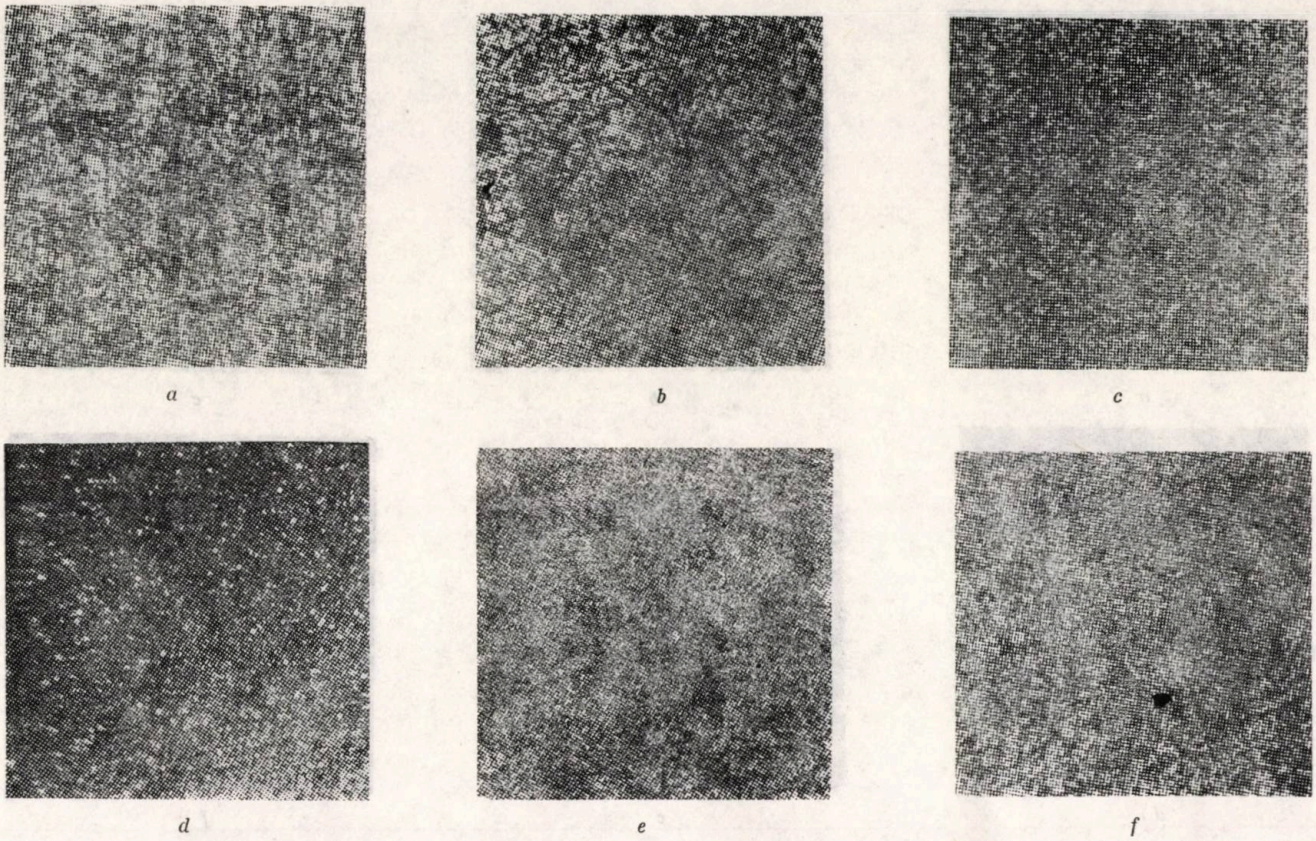


Fig. 2. Aspectul microscopic al arcurilor pe probe fără pregătire metalografică: *a* — arc finit de proveniență R.F.G.; *b* — arc finit de proveniență Japonia; *c* — arc călit fără atmosferă de protecție (R.S.R.); *d* — arc călit cu atmosferă de protecție (R.S.R.); *e* — arc călit fără atmosferă de protecție și revenit (R.S.R.); *f* — arc călit cu atmosferă de protecție și revenit (R.S.R.)

Tabelul 2

Condițiile experimentale pentru determinarea valorilor optime ale parametrilor tratamentului termic

Simbolul probei	Călirea			Revenirea			Observații
	Temperatura de încălzire, °C	Timpul de încălzire + + menținere, s	Mediul de răcire	Temperatura de încălzire, °C	Timpul de încălzire + + menținere, min.	Mediul de răcire	
A	770	120	apă	—	—	—	așezare în vrac
B	810	30	apă	—	—	—	— „—
C	810	30	apă	—	—	—	așezare ordonată
D	770	120	apă	275	60	aer	așezare în vrac
E	810	30	apă	275	60	aer	așezare ordonată
F	810	30	apă	275	60	aer	așezare în vrac
M_1	770	60	ulei + 30% motorină la 50°C	—	—	—	agregatul actual
M_2	770	60	— „—	280	30	aer	— „—
M_3	770	60	— „—	280	60	aer	revenire în cuptor cu aer recirculat la Intr. de Avioane București
M_4	770	60	— „—	300	30	aer	— „—
M_5	770	60	— „—	300	60	aer	revenire în baie de ulei, percloretilenă
U	770	60	— „—	290	60	—	percloretilenă
G_1	—	—	călit R.F.G.	—	—	—	probe R.F.G.
G_2	—	—	— „—	300	60	aer	revenit în cuptor cu aer recirculat la Intr. de Avioane București

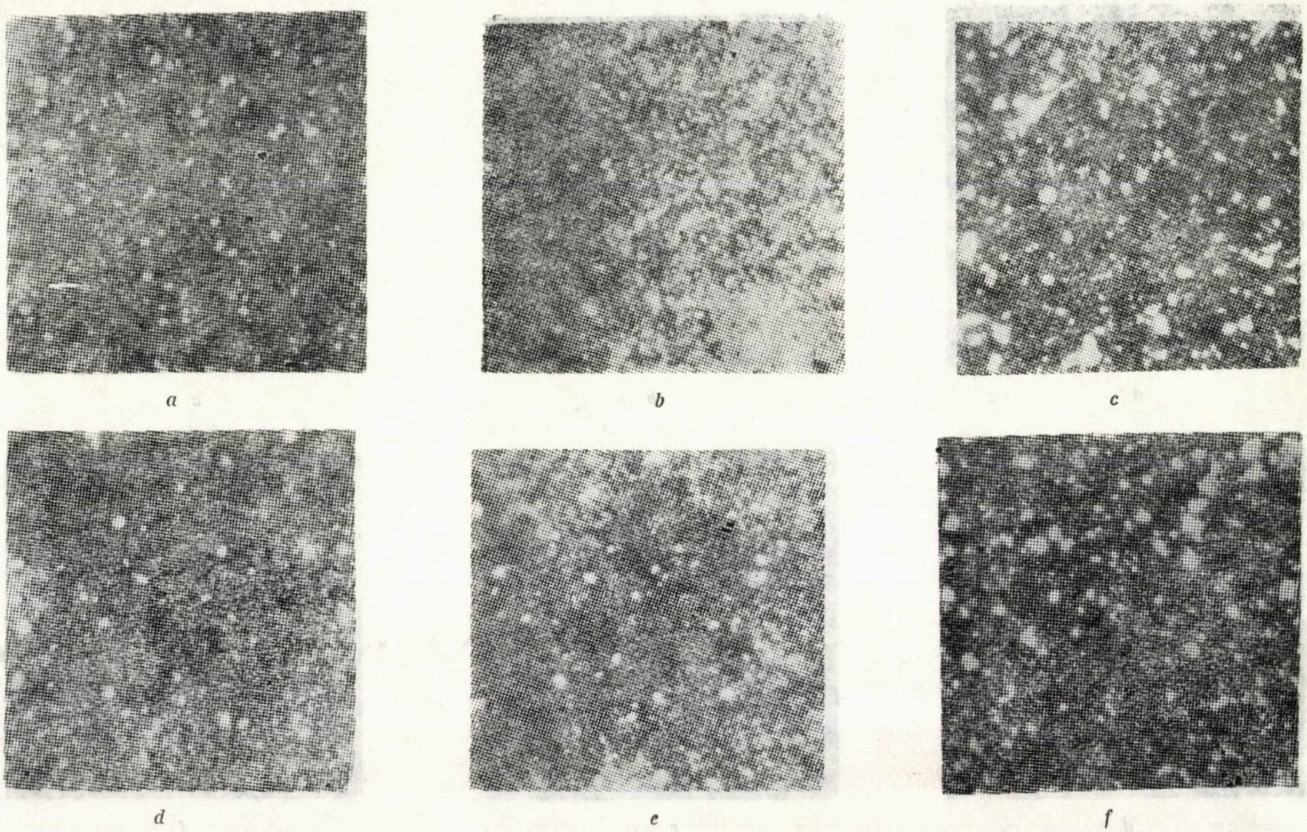


Fig. 3. Micrografiile optice ale probelor călite în apă *ABC* și cele ale probelor călite în apă și revenite în vrac *DEF*: *a* — proba *A*; *b* — proba *B*; *c* — proba *C*; *d* — proba *D*; *e* — proba *E*; *f* — proba *F*; 1 000:1

În cazul probei *C* se remarcă un grad de finețe și dispersie al carburilor mai ridicat, comparativ cu probele *A* și *B*, fapt care permite observația că dispunerea ordonată la încălzirea pentru călire a arcurilor duce la rezultate mai bune.

Ca aspect general, microstructurile probelor *A* — *F* nu corespund solicitărilor în exploatare ale arcurilor acelor de tricotat. Carburile secundare sînt grosolane și preponderent poliedrice. În plus, utilizarea apei ca mediu de călire se manifestă printr-o puternică oxidare a suprafeței.

Pe baza acestor constatări, rezultă că la călirea arcurilor lamă, apa nu poate fi utilizată ca mediu de răcire, deși îndeplinește condițiile de fluiditate și de capacitate de răcire pentru realizarea vitezei critice superioare de călire.

Într-o altă variantă de tratament termic, au fost efectuate probe utilizînd ca mediu de răcire un amestec de ulei de tratament termic +30% motorină (proba M_1, fig. 4).

Comparînd micrografiile arcurilor călite de povenienţă R.F.G. cu cele ale arcurilor călite în ulei +30% motorină, rezultă că, la același tip de masă metalică de bază (martensită + urme de austenită reziduală), arcurile de provenienţă R.F.G. prezintă carburi secundare mai fine și disperse, gradul de globulizare fiind mai

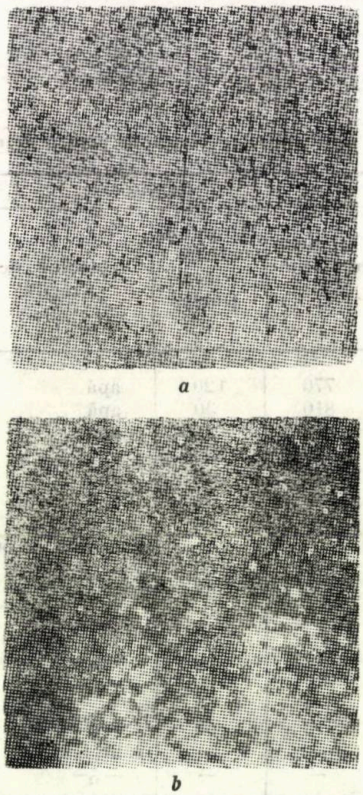


Fig. 4. Micrografiile optice ale probelor călite: *a* — proba M_1; 500:1; *b* — proba G_1; 1 000:1

ridicat. Pe această bază, rezultă că temperatura de încălzire pentru călire a fost ceva mai mică, comparativ cu arcurile R.F.G., motiv pentru care punerea în soluție a carburilor a fost diminuată.

Aceste observații sînt în deplină concordanță cu rezultatele măsurătorilor de duritate.

Arcurile călite de proveniență R.F.G. au durități mai mici și mai omogene față de arcurile călite de fabricație românească (920 față de 1020 *HV*), aceasta datorîndu-se unei proporții mai mari de austenită reziduală în structura arcurilor călite de proveniență R.F.G. (prin punerea în soluție la încălzirea pentru călire a unei proporții mai mari de carburi secundare).

Efectuarea diverselor variante de revenire relevă o structură alcătuită din carburi de dimensiuni și forme diferite, plasate într-o masă metalică de bază de martensită revenită.

Studiile microscopice efectuate pe un număr mare de arcuri revenite arată că cele mai bune rezultate, în ceea ce privește morfologia, forma și distribuția carburilor, se obțin prin revenire în ulei în condițiile 290°C/60 min/percloretilenă (fig. 5). Totodată, pe suprafața acestora

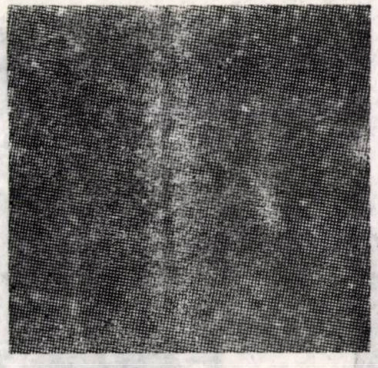


Fig. 5. Micrografia optică a arcului lamelă călit în ulei + 30% motorină și revenit în baie de ulei 283°C/60 min/ /percloretilenă

nu s-au constatat oxizi, păstrîndu-se aspectul benzii în stare de livrare.

Arcurile lamă călite și călit-revenite, în condițiile prezentate în tabelul 2, au fost testate prin măsurarea durității *HV* a cca 100 buc./lot de tratament termic. Rezultatele măsurătorilor de duritate sînt prezentate în tabelul 3.

Pe baza studiilor de microscopie optică și a măsurătorilor de duritate a fost stabilit ciclul de tratament termic, care permite obținerea celor mai bune rezultate în ceea ce privește caracterisicile structurale și de exploatare ale arcului lamă (fig. 6).

Comportarea în exploatare

Testarea acelor în condițiile de solicitare din serviciu s-a făcut pe o mașină de încercări originală, concepută și realizată în cadrul Întreprinderii de ace pentru tricotat București. Mașina simulează comportarea arcului în serviciu, în timpul funcționării sale, pe acul de tricotat cu transfer.

Au fost testate arce de proveniență R.F.G., arcuri fabricate după tehnologia actuală a întreprinderii și arcuri tratate termic, conform ciclului propus în urma cercetărilor experimentale. Comportarea arcurilor a fost apreciată prin numărul de fluxuri realizate pînă în momentul ruperii. Astfel, în cazul arcurilor de proveniență R.F.G., ruperile s-au manifestat la cca 112 000—114 000 fluxuri. Pentru arcurile tratate după tehnologia actuală ruperile cele mai frecvente au apărut la cca 69 000—71 000 fluxuri, iar arcurile tratate după tehnologia propusă s-au rupt după efectuarea a 108 000—110 000 fluxuri.

Pe suprafețele rupte, au fost efectuate studii microfractografice pe o microsondă electronică de tip JEOL J×A-5A.

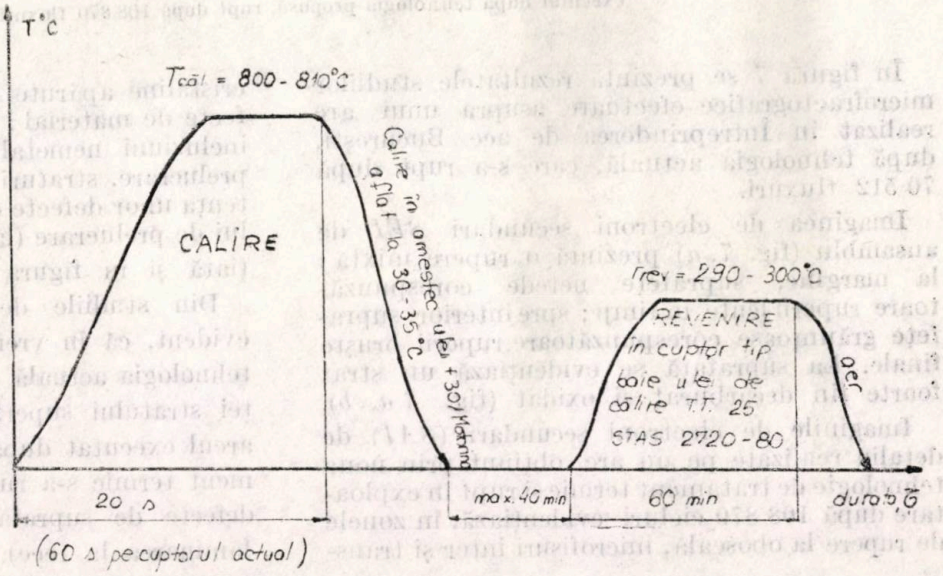
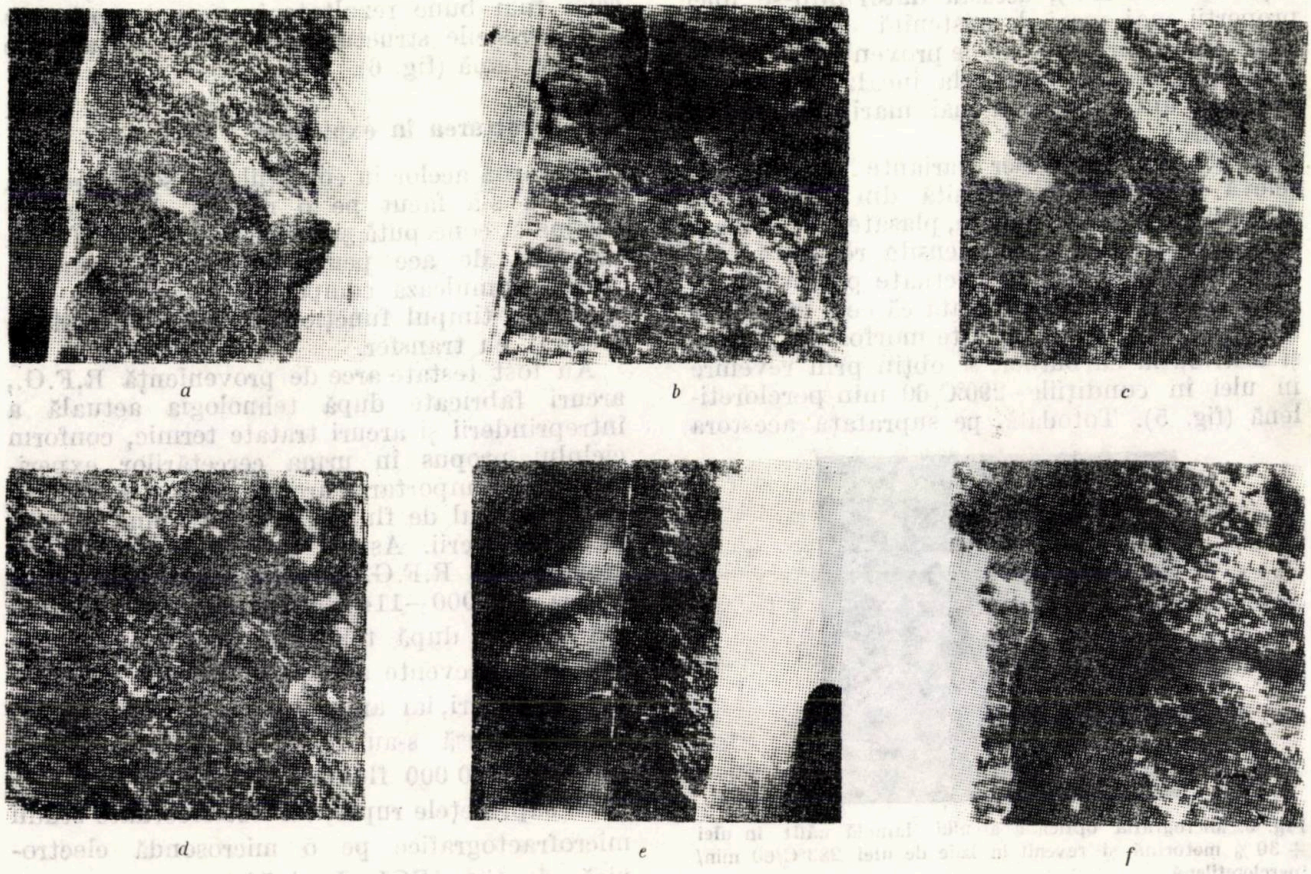


Fig. 6. Ciclul de tratament termic final recomandat pentru fabricația arcurilor lamelă

Tabelul 3

Valorile medii de duritate pe loturile din tabelul 2

Duritatea	Indicativul probei, %													
	A	B	C	D	E	F	M_1	M_2	M_3	M_4	M_5	U	G_1	G_2
HV_1	960	851	833	629	621	633	1020	616	601	649	630	641	920	623



a *b* *c* *d* *e* *f*

Fig. 7. Micrografiile arcului executat după tehnologia actuală, rupt în exploatare după 70 512 fluxuri *a*, *b* și cele ale arcului executat după tehnologia propusă, rupt după 108 870 fluxuri *c d e f*

În figura 7 se prezintă rezultatele studiilor microfractografice efectuate asupra unui arc realizat în Întreprinderea de ace București, după tehnologia actuală, care s-a rupt după 70 512 fluxuri.

Imaginea de electroni secundari *SEI* de ansamblu (fig. 7, *a*) prezintă o rupere mixtă : la margine, suprafețe netede corespunzătoare ruperii lente în timp ; spre interior, suprafețe grăunțoase corespunzătoare ruperii bruște finale. La suprafață se evidențiază un strat foarte fin decarburat și oxidat (fig. 7 *a*, *b*).

Imaginile de electroni secundari (*SAI*) de detaliu realizate pe un arc obținut prin noua tehnologie de tratament termic și rupt în exploatare după 108 870 cicluri evidențiază, în zonele de rupere la oboseală, microfisuri inter și transcristaline apărute datorită existenței unor defecte de material : carburi globulare grosolane, incluziuni nemetalice, defecte superficiale de prelucrare, straturi oxidate (fig. 7, *c*, *d*). Existența unor defecte de suprafață datorate modului de prelucrare (laminare la rece) este evidențiată și în figura 7 *e*, *f*.

Din studiile de microfractografie rezultă, evident, că în vreme ce arcul executat după tehnologia actuală s-a rupt și datorită existenței stratului superficial decarburat și oxidat, arcul executat după noua tehnologie de tratament termic s-a rupt datorită prezenței unor defecte de suprafață existente inițial (după laminarea la rece).

Concluzii

Cercetările experimentale au fost efectuate simultan pe mai multe tipuri de arcuri de proveniență R.F.G., Japonia și România.

În toate cazurile studiate, arcurile prezintă compoziție chimică identică sau foarte apropiată, precum și o structură inițială asemănătoare în ceea ce privește morfologia, mărimea și distribuția carburilor.

Diferențele mari privind fiabilitatea se datorează, deci, modului diferit de execuție a tratamentului termic final.

Față de tehnologia actuală a Întreprinderii de ace pentru tricotat București, cercetările experimentale au impus următoarele modificări :

— temperatura de tratament termic să se situeze în limitele 800—810°C, asigurîndu-se astfel dizolvarea unei proporții mai mari de carburi în soluție cu implicații favorabile atît asupra structurii masei metalice de bază, cît și asupra morfologiei și distribuției carburilor ;

— pentru evitarea apariției în structura de călire a troostitei de călire (constituent nedorit la arcuri) se impune mărirea capacității de răcire a mediului de răcire. Aceasta a fost realizată prin utilizarea ca mediu de răcire a unor combinații de ulei și motorină în diferite proporții. Cele mai bune rezultate au fost obținute prin răcirea într-un amestec de 70% ulei și 30% motorină, răcit la temperatura de 30—35°C ;

— impunerea unei perioade de cel mult 40 min între operațiile de călire și revenire pentru evitarea stabilizării austenitei reziduale ;

— aplicarea revenirii în baie de ulei la temperatura de 290—300°C, ceea ce asigură o încălzire uniformă cu efecte favorabile asupra diferențelor de duritate între arcurile aceluiași lot (max. 20 HV_1) ;

— răcirea la revenire în percloretilenă asigură o suprafață deosebit de curată a arcurilor, eliminîndu-se necesitatea sablării și decapării (dispare pericolul fragilizării datorită hidrogenului).

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 6, 1990

Perspectivele dezvoltării producției de laminate, p. 1 — Producția și topirea aglmeratului cu conținut scăzut de oxid feros, p. 5 — Înălțimea stratului — factor de conducere a calității peletelui, p. 8 — Optimizarea compoziției încărcăturii la elaborarea fontei cu vanadiu p. 12 — Controlul permanent al curentului de gaze la furnalul nr. 3 de la Combinatul metalurgic Celeabinsk, p. 14 — Prelucrarea zgurilor de furnal și reducerea pierderilor nerecirculabile de fontă, în condițiile Combinatului Azovstal, p. 16 — Procedeu de elaborare a oțelului rezistent la coroziune în convertizor prin reducerea cu crom, p. 18 — Controlul decarburării la afinarea cu oxigen sub vid a oțelului rezistent la coroziune, p. 21 — Producția de oțel rezistent la coroziune cu utilizarea afinării cu oxigen sub vid fără suflarea cu gaz oxidant sub vid, p. 22 — Creșterea eficienței de utilizare a nichelului la elaborarea oțelului rezistent la coroziune ,p. 25 — Creșterea gradului de utilizare a cromului la elaborarea oțelului rezistent la coroziune cu utilizarea depunerilor anodice de cupru și aluminiu, p. 27 — Elaborarea oțelurilor rezistente la coroziune cu conținut reglabil de aluminiu solubil, p. 29 — Turnarea continuă a oțelului H18N10T cu vibrație, prin ultrasunete a pereților cristalizorului, p. 32 — Creuzete turnate prin vibrație la elaborarea în cuptoare cu inducție a oțelurilor rezistente la coroziune și de construcție, p. 34 — Perspectiva utilizării tehnologiei de afinare electrică sub zgură la refolosirea deșeurilor de metal, p. 36 — Particularitățile pregătirii electrozilor consumabili pentru retopirea cu doi electrozi sub vid, p. 37 — Influența tehnologiei de elaborare și a calității refracterelor asupra rezistenței căptușelii convertizoarelor, p. 38 — Îmbunătățirea calității oțelului Si 2 kp pentru platbandă, p. 40 — Creșterea productivității și mecanizării muncii în oțelării, p. 41 — Funcționarea cuptoarelor electrice de reducere a minereurilor la elaborarea feroaliajelor cu depresiunea sub boltă, p. 44 — Îmbunătățirea condițiilor de elaborare a feromanganului cu conținut de carbon, p. 45 — Laminarea profilului U nr. 20 pe laminorul 600 de la Combinatul metalurgic Kommunarsk cu calibru universal de finisare, saboții de șenilă ai excavatoarelor, p. 49 — Procedee noi de laminare a profilurlor asimetrice în L, p. 51 — Fabricarea oțelului hexagonal calibrat prin procedeul laminării longitudinale, p. 52 — Examinarea cauzelor apariției „zgîrieturilor termice" la laminarea tablei pe laminorul 1400, p. 55 — Exploatarea cilindrilor de laminor din oțel de la laminorul degrosisor 1250 de la Combinatul metalurgic Celeabinsk, p. 58 — Stabilirea compoziției uleiului tehnologic TMC-6 pentru lubrifierea cilindrilor de laminor cu 20 de cilindri, p. 60 — Cercetarea laminării în două rînduri a țevilor cu degroșări mari pe diametru, p. 62 — Tensiuni remanente în sîrma trasă la rece, p. 66 — Dispozitiv de perforare cu role pentru executarea cordului metalic nedezrădăcinabil aL15/27, p. 69 — Mărirea vitezei de depunere a acoperirilor electrochimice, p. 71 — Fabricarea sîrmei cu acoperire de zinc și aluminiu, p. 72 — Laminarea controlată a oțelului microaliat, p. 74 — Oțel pentru mantalele furnalelor, p. 76 — Oțel beton din clasa A-1 în colaci, supus unui tratament mecanic, p. 80 — Formarea de incluziuni nemetalice și calitatea șinelor, p. 81 — Influența laminării asupra proprietăților magnetice ale aliajelor amorfe, p. 86 — Studierea cu ajutorul microscopului electronic a defectului „funingine de margine", p. 87 — Alegerea liantului pentru oțelurile cu carburi infiltrate, la executarea prin sudare prin difuzie a produselor compuse, p. 89 — Structura și nivelul cheltuielilor complexe pentru tratamentul oțelului în afara cuptorului, p. 95 — Influența numărului de comenzi asupra costului țevilor, p. 98 — Eficiența utilizării căldurii slebiurilor de la prelucrările anterioare la laminoarele de tablă, p. 100 — Experiența asimilării cuptoarelor cu role pentru tratamentul termic al semifabricatelor din oțel pentru rulmenți, p. 104 — Influența conținutului inițial de praf al gazelor la intrare asupra eficienței aparatelor de captare a prafului, p. 108.

Considerații privind încercarea la presiune a țevilor din oțel sudate longitudinal

Fiz. N. Bohosievici,
C.C.P.F.T.T. — București,
Filiala Iași

CZ: 621.774.2: 669—98: 532.11

Condițiile tehnice pentru țevile din oțel carbon sudate longitudinal sînt prevăzute în STAS 7656/80, 7657/80 și 8726/80, care se referă la țevile de instalații de construcții și la țevile de precizie.

În afară de aceste standarde, există o serie de norme interne care cuprind condiții tehnice pentru țevile din oțel carbon, sudate longitudinal, cu destinații speciale (biciclete, țevi eliptice și ovale, conducte etc.).

Dimensiunile minime ale țevilor sudate longitudinal, cuprinse în standardele citate, sînt de 10 mm pentru diametru și de 1 mm pentru grosimea de perete.

În ultimul timp, au apărut solicitări relativ mari de țevi din oțel carbon cu diametre mici (3—8 mm) și pereți subțiri (0,5—0,8 mm), care se utilizează în industria bunurilor de larg consum (frigidere, aragaze, umbrele etc.) , în construcția de autoturisme, autocamioane și tractoare, la realizarea traseelor de mare presiune pentru transportul fluidelor etc.

Cerința tehnică principală care trebuie să o satisfacă aceste țevi este garantarea etanșeității la presiuni ridicate.

Pentru asimilarea fabricației în România a țevilor din oțel carbon cu diametre mici și pereți subțiri, s-a adoptat procedeul de sudare în arc-argon, cu electrod nefuzibil *WIG*, urmat de tragerea la rece din colac în colac.

Această tehnologie de sudare este, în principiu, deosebită de tehnologiile utilizate la fabricarea țevilor de instalații, construcții, de precizie etc. [1]—[3].

Productivitatea scăzută a procedeului de sudare *WIG* este compensată de calitatea deosebită a cusăturii de sudură, dimensiunile mici și uniforme ale bavurii de sudură, puritatea ridicată a suprafețelor interioare, precum și de simplitatea și productivitatea mare a operațiilor ulterioare (tragere la rece, tratament termic, probare la presiune etc.).

Procedeul de sudare adoptat este larg utilizat la fabricarea țevilor sudate longitudinal din oțeluri inoxidabile și constă în topirea marginilor benzii și realizarea unei băi de sudură comune, care prin solidificare duce la obținerea îmbinării sudate.

Mai mult, tragerile ulterioare se realizează fără tratamente termice inițiale sau intermediare, realizîndu-se coeficienți de tragere totali de 2—2,5. În acest fel, cusătura de sudură este puternic solicitată și eventualele defecte de sudură se „deschid", ușurînd, în acest fel, depistarea lor ulterioară.

Pentru eliminarea porțiunilor cu defecte, s-a adoptat procedeul de verificare cu aer la presiunea de șase bari și imersarea colacului de țeavă în apă.

Referitor la încercarea la presiune cu aer sub apă, se pune întrebarea dacă se poate garanta o bună comportare la presiuni ridicate prin efectuarea unei verificări la presiune joasă.

Metoda cea mai cunoscută și mai răspîndită pentru verificarea etanșeității țevilor este încercarea la presiune hidraulică.

Condițiile de încercare la presiune hidraulică sînt consemnate în STAS 1111-80, în care se precizează faptul că, dacă valoarea presiunii hidraulice de încercare nu este prevăzută în standardul de produs, aceasta va fi determinată astfel :

— pentru țevi care au raportul $B \geqslant 7{,}7$, cu formula :

$$p = \frac{2Ra}{B-1}\,\varphi \cdot \mathrm{k} \qquad (1)$$

— pentru țevi care au raportul $B < 7{,}7$, cu formula :

$$p = \frac{2{,}65\,Ra}{B} \cdot \frac{B-1}{B}\,\varphi \cdot k \qquad (2)$$

unde :

p este presiunea de încercare, MPa;

Ra — rezistența admisibilă în peretele țevii, N/mm²;

B — raportul dintre diametrul de calcul Dc și grosimea de calcul a_c a peretelui țevii; în general, Dc este egal cu diametrul exterior nominal D al țevii, iar a_c este grosimea nominală a peretelui țevii din care se scade abaterea maximă admisibilă;

φ — coeficientul de siguranță (calitate) al cusăturii sudate;

K — factorul care ține seamă de influența dispozitibului de etanșare; $K = 0{,}96$ pentru $B \geqslant 10$; $K = 1{,}02 - \frac{0{,}6}{B}$ pentru $B < 10$.

În DIN 2413/1972, presiunea de încercare se calculează cu formula :

$$p = 2Rc \cdot y' \cdot \frac{(a - c_1)}{D} \cdot \varphi K \qquad (4)$$

unde :
Rc este limita de curgere a oţelului din care sînt fabricate ţevile, N/mm²;
y' — gradul de utilizare a limitei de curgere (max. 0,95);
c_1 — abaterea maximă admisibilă la grosimea peretelui, mm.

Restul mărimilor sînt identice cu cele de la relaţiile (1) şi (2).

Evident că relaţia (4) este aproximativ identică cu relaţia (1), dacă se are în vedere că $Ra = v'Rc$.

În ASTM-A-450, presiunea de încercare a ţevilor se calculează cu formula :

$$p = \frac{220{,}6 \cdot a}{D} \qquad (5)$$

După cum reiese din tabelul (1), valorile calculate ale presiunii de încercare, conform prescripţiilor din STAS 1111 şi DIN 2413, sînt aproximativ egale, în timp ce valorile calculate după ASTM-A-450 sînt cu aproximativ 40—50% mai mici.

Dimensiunile ţevii Dxa, mm	Presiunea de încercare, MPa		
	STAS 1111 (1), (2)	DIN 2413 (4)	ASTM-A-450 (5)
10 ×0,75	31,70	29,55	16,55
4,76×0,75	68,77	60,46	34,76
3 ×0,75	93,31	90,80	55,15

Obs. În calcule s-au luat următoarele caracteristici :
$Rc = 240$ N/mm²; $y' = 0{,}95$;
$Ra = 0{,}95 \cdot 240 = 228$ N/mm²; $\varphi = 1$;
$c_1 = 0{,}1\ a$

Indiferent de presiunea de încercare calculată, aceasta este considerabil mai mare decît valoarea de 5 MPa, specificată în standardele româneşti de ţevi sudate longitudinal.

În mod obişnuit, presiunile de lucru ale ţevilor cu diametre mici sînt de 1—15 MPa, iar cele de încercare trebuie să fie conform STAS 2250/73, de 1,5—22,5 MPa. În cazul ţevilor cu diametre sub 5 mm, presiunile de încercare vor reprezenta 25—50% din presiunile calculate, în condiţiile unor tensiuni în peretele ţevii de 0,95 din valoarea limitei de curgere.

Aceasta înseamnă că încercarea la presiune va duce la solicitări cu mult inferioare caracteristicilor mecanice ale oţelului.

Dacă se scontează că prin încercarea la presiune pot fi puse în evidenţă defecte de sudură, trebuie să se arate că încă în anul 1961 M. Zdunkiewicz [1] şi W. A. Black [2] au demonstrat că proba la presiune hidraulică nu permite descoperirea defectelor structurale relativ mari.

Astfel unele defecte, sub forma unor canale cu lungimi de 50 mm, frezate pe adîncimi de 46% din grosimea peretelui, nu au fost depistate pe conductele din clasa de rezistenţă × 52, fabricate conform API 5 Lx, în condiţiile încercării la presiunile specificate în norma americană.

Din acest motiv, cercetătorii amintiţi au propus ca încercarea la presiune hidraulică să fie înlocuită printr-o metodă de control nedistructiv.

Trebuie să se arate însă că metodele de control nedistructiv cunoscute nu permit depistarea cu certitudine a defectelor extrem de mici, cum sînt porii corespondenţi care străbat întreaga secţiune a peretelui ţevii şi care au dimensiuni de ordinul micronilor.

Din consultarea standardelor germane şi americane care se referă la ţevile sudate longitudinal din oţeluri inoxidabile fabricate „printr-un procedeu de sudare fără material de adaos", a rezultat că verificarea etanşeităţii se poate executa şi prin presurizarea ţevilor cu aer comprimat şi imersarea acestora în apă.

Această prescripţie se regăseşte în DIN 17.455; 17.457 şi în ASTM-A-791 ; A-803.

Posibilitatea verificării etanşeităţii prin presurizarea ţevilor cu aer la presiuni mici şi imersarea acestora în apă este justificată în cazul aplicării procedeului de sudare *WIG*, dacă se are în vedere natura defectelor care pot apărea şi pot duce la neetanşeităţi.

Întreruperile arcului de sudură, deplasările marginilor benzii faţă de electrodul de sudură, prezenţa petelor de ulei sau a altor impurităţi pe marginile benzii duc la întreruperea cusăturii longitudinale sau la apariţia unor pori.

Tragerea la rece ulterioară cu coeficienţi relativ mari determină mărirea unor astfel de defecte, care pot fi depistate apoi uşor prin încercarea cu aer sub presiune şi imersare în apă.

Pentru verificarea afirmaţiilor de mai sus s-au efectuat o serie de experimentări pe ţevi Ø 4,76 × 0,75 mm din oţel carbon, sudate longitudinal prin procedeul arc-argon şi trase la rece.

Colacii de ţeavă s-au presurizat cu aer la şase bari şi s-au imersat în apă. Instalaţia de încercare s-a prevăzut cu dispozitive de iluminare sub apă pentru asigurarea condiţiilor optime de depistare a scăpărilor de aer. Porţiunile de ţeavă cu defecte extrem de mici au fost marcate în zona scăpărilor de aer şi au fost examinate vizual. Dintre acestea, au fost selecţionate numai eşantioanele la care defectele nu s-au putut depista prin control vizual.

Rezultatele încercării la presiune hidraulică interioară, pe un lot de 20 de eşantioane astfel selecţionate, au fost următoarele :

— scurgerile de lichid încep la presiuni mai mari de 100 bari ;

— prin creşterea presiunii, la aproximativ 20% din probe, defectul se obturează şi nu mai

au loc scurgeri de lichid nici la presiuni de 700 bari;

— la 50% din probe, defectele nu se măresc (țevile nu se sparg), chiar dacă presiunea interioară crește la 700 bari;

— spargerile țevilor în zona defectelor se produc în domeniul de presiuni de 450—600 bari.

Concluzii

Încercarea la presiune hidraulică la care se supun țevile, în funcție de presiunea maximă de utilizare, duce la solicitări ale peretelui țevii mult inferioare limitei de curgere a materialului.

Defectele de lungimi mari și adîncimi de pînă la 50% din grosimea de perete nu pot fi depistate prin încercarea la presiune hidraulică, chiar atunci cînd se creează tensiuni în peretele țevii apropiate de limita de curgere a materialului.

Metodele de control nedistructiv nu asigură depistarea defectelor de dimensiuni extrem de mici, care produc neetanșeitatea țevilor.

Verificarea etanșeității țevilor se poate realiza prin încercarea la presiune cu aer sub apă.

Pentru aplicarea procedeului de verificare a etanșeității cu aer presurizat și imersare în apă este necesar ca la revizuirea STAS-ului 1111/79 să se includă și încercarea pneumatică a țevilor din oțel.

BIBLIOGRAFIE

[1] STAS 7656—80, *Țevi din oțel sudate longitudinal pentru instalații*

[2] STAS 7657—80, *Țevi din oțel sudate longitudinal pentru construcții*

[3] STAS 8726—80, *Țevi de precizie din oțel, sudate longitudinal trase sau laminate la rece*

[4] Zdunkiewicz, M. *Metode nedistructive pentru încercarea țevilor.* În: Hutnik, 28, nr. 2, feb. 1961, p. 62—67

[5] Black, W. A. *Încercarea nedistructivă a țevilor sudate.* Petroleum, XXIV, nr. 9, sept. 1961, p. 348—349

[6] I.D.T. *Controlul nedistructiv al țevilor supuse la presiuni ridicate.* București, 1963

[7] STAS 1111/79, *Încercări tehnologice ale țevilor din oțel*

[8] STAS 2250—73, *Presiuni nominale, presiuni de încercare și presiuni de lucru maxime admisibile*

[9] DIN 2413—1972, *Calculul grosimii de perete al țevilor supuse la presiune interioară*

[10] DIN 17.455—85, *Țevi din oțeluri inoxidabile austenitice sudate longitudinal pentru uz general (țevi construcții, țevi pentru industria alimentară, farmaceutică, automobile, instalații și scopuri decorative)*

[11] DIN 17.457—85, *Țevi din oțeluri inoxidabile austenitice sudate longitudinal pentru utilizări speciale (țevi pentru rezervoare sub presiune, conducte și construcții de aparatură sub presiune)*

[12] ASTM—A—450—82, *Condiții generale pentru țevile din oțeluri carbon, oțeluri aliate feritice și austenitice*

[13] ASTM—A—791—82, *Țevi sudate din oțel inoxidabil, feritic, netratate termic*

[14] ASTM—A—803—82, *Țevi sudate din oțeluri feritice pentru supraîncălzitoare de apă*

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 11, 1989

Optimizarea bazicității aglomeratelor și paletelor, p. 5. Asimilarea furnalelor dotate la reconstrucție cu dispozitive de încărcat fără con, p. 8 — Asimilarea tehnologiei de elaborare la încărcarea minereului de fier în amestec cu cocs, cu ajutorul unui distribuitor cu jgheab, p. 73 — Caracteristicile cinetice ale procesului de reducere în cuva furnalului, p. 17 — Criterii fizico-chimice de creștere a eficienței proceselor de elaborare a oțelului, p. 21 — Conul de depunere în lingoul din oțel calmat, p. 26 — Îmbunătățirea indicatorilor tehnico-economici ai funcționării secțiilor Martin, p. 31. Instalații de tratare a oțelului în oale de mare capacitate, p. 34 — Îmbunătățirea calității lingourilor la acțiunea cu jet inundat pulsator asupra topiturii care se solidifică, p. 37 — Îmbunătățirea calității lingourilor din oțel necalmat prin afinarea cu zgură, p. 40 — Protecția metalului față de oxidarea secundară la turnarea oțelului pe sus în lingotiere, p. 43 — Creșterea gradului de utilizare a magneziului la desulfurarea fontei în afara cuptorului, p. 44 — Economia de wolfram la elaborarea oțelului în cuptoare electrice cu arc de 40 t cu vatră poroasă, p. 46 — Cercetarea proprietăților termofizice ale calcarelor, p. 47 — Tehnologia de laminare a oțelurilor pe laminoarele degrosisoare, p. 49 — Dezvoltarea producției de tablă subțire laminată, p. 51 — Producția de profiluri grele cu utilizarea cajelor universale neantrenate, p. 55 — Producția de profiluri laminate pentru transportul pe cale ferată, p. 59 — Tehnologia de debitare a profilurilor laminare, p. 60 — Alegerea unor acțiuni de comandă la laminarea cu viteze mari la laminoarele de sîrmă, p. 63 — Modernizarea schemei de comandă a preselor de matrițat de pe liniile de laminare a roților, p. 66 — Oxidarea la temperaturi înalte a dornurilor de la laminoarele perforatoare, p. 68 — Agregate galvanometrice moderne pentru alămirea sîrmei, p. 70 — Îmbunătățirea tehnologiei aliajului N70H10F8Ia7 la fabricarea microbenzilor și a sîrmelor foarte subțiri, p. 75 — Procedee tehnologice moderne și utilaje pentru fabricarea cordului metalic, p. 77 — Optimizarea nivelului proprietăților de funcționare a oțelului beton durificat termomecanic, p. 79 — Situația, perspectivele și căile de dezvoltare ale producției de oțel pentru armarea fierului beton, p. 83 — Asimilarea producției de sîrmă laminată sorbitică, cu deformabilitate garantată la trefilare, p. 86 — Perspectivele dezvoltării tehnologiei de elaborare a oțelului pentru matrițarea în volum, la rece, a pieselor de fixare, p. 88 — Proprietățile și structura oțelului manganos microaliat cu titan, p. 91 — Influența caracteristicilor materiei prime (pulberii) asupra parametrilor procedeului de recoacere, p. 94 — Organizarea corelațiilor de hozrașciot după indicele de variație a compoziției chimice a aglomeratului, p. 98 — Experiența exploatării cuptoarelor de împingere cu călăreți și cu izolație termică a țevilor de vatră, p. 100 — Stabilirea calității încălzirii metalului în cuptoarele de încălzire, p. 104 — Eficiența epurării gazelor la obținerea zgurilor rezultate de la afinarea oțelului, p. 106 — Reglarea automată a procesului de ardere în focarele generatoarelor cu abur ale termocentralelor care utilizează mai multe tipuri de combustibil, p. 108 — Transportoare cu role în valuri, p. 110.

Dr. ing. Al. Popa
Universitatea din Brașov

Influența vitezei de rotație a cochilei asupra proprietăților de antifricțiune ale fontei cenușii

CZ: 669.131.62: 621.893

Proprietățile de antifricțiune ale unui material sînt influențate de compoziția chimică și structura sa, de modul de repartizare a diferiților constituenți în structură, de proprietățile mecanice, de intensitatea tendinței de gripare etc. și au o influență deosebit de mare asupra rezistenței la uzare.

Capacitatea de antifricțiune este caracterizată prin proprietatea materialului de a reduce uzarea prin frecare, ca urmare a unui coeficient de frecare la alunecare redus. Cu cît coeficientul de frecare este mai mic și mai stabil în timp, cu atît rezistența la uzare a materialului respectiv este mai mare.

După unii autori [1], creșterea proporției de perlită din structură duce la creșterea rezistenței la uzare, indiferent de forma și dimensiunile grafitului din structură, în timp ce, la o aceeași masă metalică de bază, rezistența la uzare este influențată în mare măsură de forma grafitului. După alți autori [2]—[5], forma grafitului nu are influență asupra intervalului de timp după care se atinge valoarea minimă a coeficientului de frecare (perioada de încheiere a rodajului), iar mărimea coeficientului de frecare este mai mare la fontele cu perlită lamelară la presiuni mici (sub 66 daN/cm²) și tinde, la aceeași valoare, la presiuni de contact mai mari.

De asemenea, în publicația [5], se afirmă că prezența perlitei lamelare determină o scădere importantă a coeficientului de frecare, concomitent cu menținerea proprietăților de antifricțiune pînă la presiuni de 100 daN/cm², față de cca 80 daN/cm² în cazul perlitei globulare, cu toate că fonta cu perlită lamelară are duritatea mai mare decît cea cu perlită globulară. De asemenea, o dată cu creșterea numărului separărilor de grafit, presiunea de încărcare crește.

Deoarece în cercetările efectuate [6] s-a constatat că viteza de rotație a cochilei are influență mare asupra formei, dimensiunilor și asupra modului de repartizare a grafitului în structura fontelor cenușii, precum și asupra durității și a caracteristicilor mecanice ale acestora, se poate face ipoteza că acest procedeu, deosebit de important al turnării centrifugale, are influență și asupra proprietăților de antifricțiune ale fontelor cenușii.

În scopul verificării influenței vitezei de rotație a cochilei asupra proprietăților de antifricțiune ale fontei cenușii, s-au efectuat încercări pe o instalație tip Amsler (fig. 1), încercări la care s-a urmărit variația coeficientului de frecare de alunecare dinamică, în funcție de timp și de încărcare. În figura 2 se prezintă schema de încărcare și dimensiunile epruvetelor pe care s-au făcut încercările.

Epruvetele încercate au fost executate din bucșe din fontă cenușie de aceeași compoziție chimică (C = 3,11%, Si = 2,55%, Mn = 0,53%,

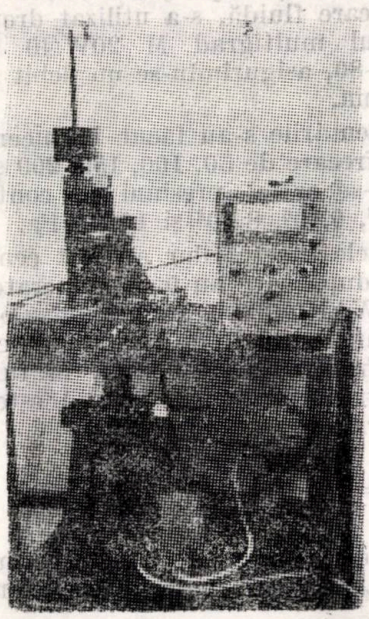


Fig. 1. Instalația folosită pentru determinarea coeficientului de frecare de alunecare

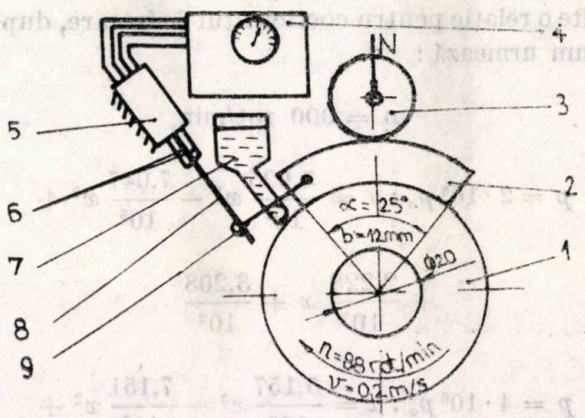


Fig. 2. Schema de încărcare pentru determinarea coeficientului de frecare de alunecare: *1* — rola cuplei de frecare; *2* — epruvetă; *3* — rolă de încărcare; *4* — tensometru N 2301; *5* — suport; *6* — mărci tensometrice; *7* — sistem de ungere; *8* — lamelă elastică; *9* — element de legătură

P = 0,54%, Cr = 0,48%, Cu = 0,07%), turnate centrifugal la turațiile de 900, 1200, 1500, 1800 rot/min. Din fiecare lot au fost încercate cîte cinci epruvete, urmărindu-se variația mărimii forței de frecare dinamică în timp (transformată prin intermediul a două mărci tensometrice de 127 Ω și a unui tensometru electronic tip N 2301 în mărimi electrice).

Înaintea începerii determinărilor, puntea tensometrică a fost etalonată, iar în scopul menținerii cît mai constante a condițiilor de încercare, la fiecare epruvetă încercată a fost înlocuită și rola din cupla de frecare. Rolele au fost executate din oțel aliat de cementare 13CrNi30, STAS 791-80, călite și revenite la 62—65 *HRC*, avînd suprafețele active rectificate ($\overset{0,2}{\nabla}$).

Pentru a menține pe toată durata încercărilor o frecare fluidă, s-a utilizat drept lubrifiant uleiul multigrad M 20W/40 super 1 STAS 871-80, asigurîndu-se un debit constant de 10 ml/min.

Experimentările s-au făcut la încercări ale cuplei de frecare de 50, 100, 150, 200 și 250 N, asigurîndu-se astfel presiuni de contact de: 2.10^6, 4.10^6, 6.10^6, 8.10^6 și 10.10^6 Pa.

Rezultatele încercărilor au fost centralizate în tabele, după care au fost prelucrate pe calculatorul WANG 2200, stabilindu-se o serie de ecuații pentru curbele de variație ale coeficientului de frecare la alunecare, în funcție de timp, pentru diferite încărcări. Aceste ecuații sînt de forma:

$$\mu = A_0 + A_1 x + A_2 x^2 + A_3 x^2 \qquad (1)$$

în care x este timpul de încercare, min., iar A_0, A_1, A_2, A_3 sînt valorile coeficienților de regresie.

Prin introducerea valorilor coeficienților de regresie în relația (1), s-au obținut pentru fiecare presiune de contact p și turația cochilei n, cîte o relație pentru coeficientul de frecare, după cum urmează:

n = 900 rot/min

$$p = 2 \cdot 10^6\ p_a : \mu = \frac{5{,}925}{10^7} x^3 - \frac{7{,}047}{10^5} x^2 + \frac{2{,}228}{10^3} x + \frac{3{,}208}{10^2}$$

$$p = 4 \cdot 10^6\ p_a : \mu = \frac{5{,}157}{10^7} x^3 - \frac{7{,}151}{10^5} x^2 + \frac{2{,}436}{10^3} x + \frac{3{,}570}{10^2}$$

$$p = 6 \cdot 10^6\ p_a : \mu = \frac{2{,}065}{10^7} x^3 - \frac{3{,}781}{10^5} x^2 + \frac{1{,}473}{10^3} x + \frac{5{,}401}{10^2} \qquad (2)$$

$$p = 8 \cdot 10^6\ p_a : \mu = \frac{4{,}691}{10^7} x^3 - \frac{6{,}793}{10^5} x^2 + \frac{2{,}113}{10^3} x + \frac{5{,}928}{10^2}$$

$$p = 10 \cdot 10^6\ p_a : \mu = \frac{2{,}329}{10^7} x^3 - \frac{4{,}784}{10^5} x^2 + \frac{2{,}094}{10^3} x + \frac{7{,}355}{10^2}$$

n = 1200 rot/min

$$p = 2 \cdot 10^6\ p_a : \mu = \frac{5{,}925}{10^7} x^3 - \frac{5{,}111}{10^5} x^2 + \frac{1{,}233}{10^3} x + \frac{2{,}399}{10^2}$$

$$p = 4 \cdot 10^6\ p_a : \mu = \frac{4{,}023}{10^7} x^3 - \frac{6{,}238}{10^5} x^2 + \frac{2{,}324}{10^3} x + \frac{2{,}697}{10^2}$$

$$p = 6 \cdot 10^6\ p_a : \mu = \frac{1{,}733}{10^7} x^3 - \frac{3{,}545}{10^5} x^2 + \frac{1{,}755}{10^3} x + \frac{2{,}902}{10^2} \qquad (3)$$

$$p = 8 \cdot 10^6\ p_a : \mu = \frac{2{,}765}{10^7} x^3 - \frac{6{,}421}{10^5} x^2 + \frac{3{,}716}{10^3} x + \frac{2{,}786}{10^2}$$

$$p = 10 \cdot 10^6\ p_a : \mu = \frac{3{,}479}{10^7} x^3 - \frac{7{,}178}{10^5} x^2 + \frac{3{,}594}{10^3} x + \frac{3{,}936}{10^2}$$

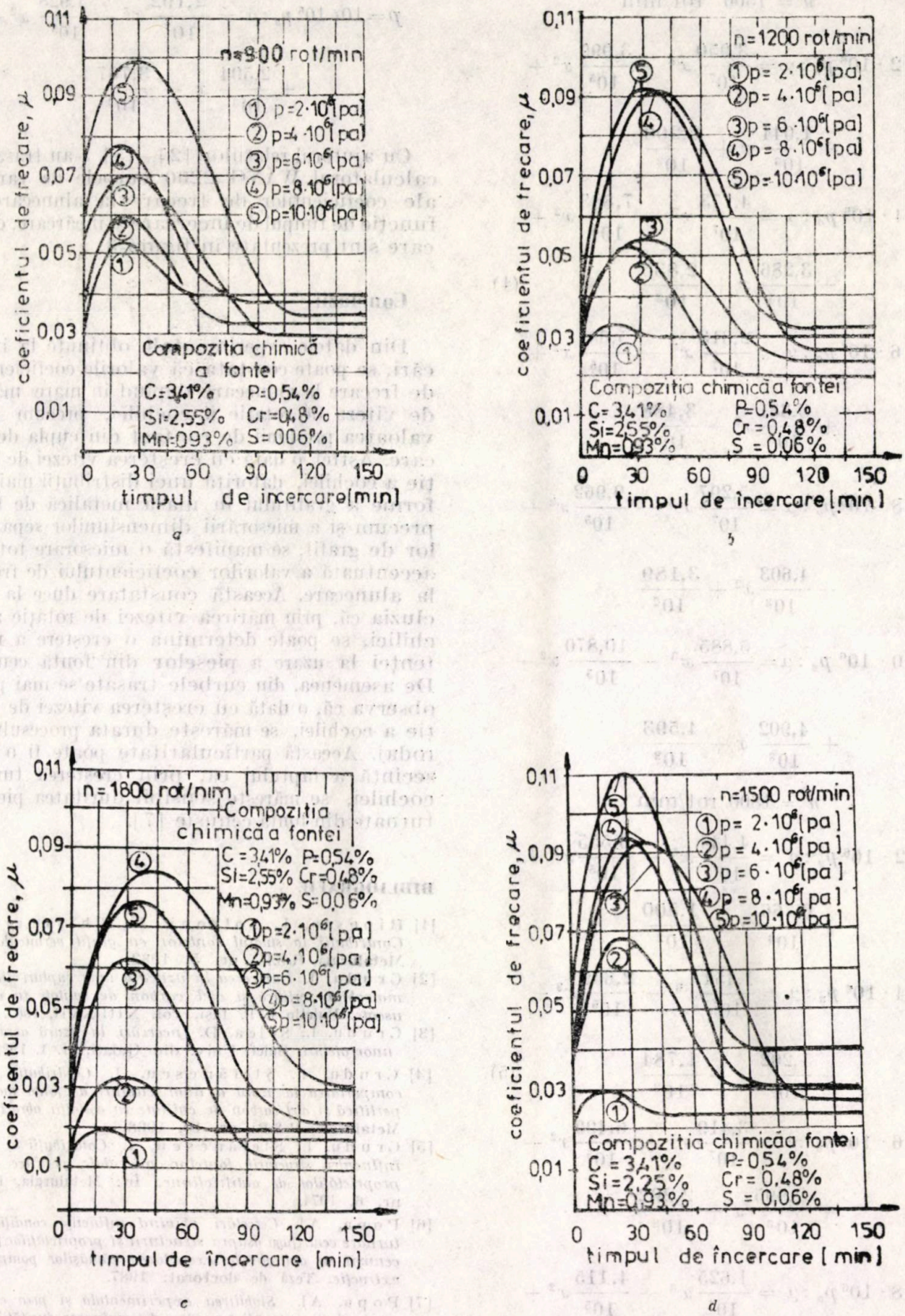


Fig. 3. Variația coeficientului de frecare de alunecare, în funcție de timp și de presiunea de contact pentru *Fc*: *a* — turnată la $n = 900$ rot/min; *b* — turnată la $n = 1\,200$ rot/min; *c* — turnată la $n = 1\,500$ rot/min; *d* — turnată la $n = 1\,800$ rot/min

$n = 1500$ rot/min

$$p = 2 \cdot 10^6 \, p_a : \mu = \frac{3{,}950}{10^7} x^3 - \frac{3{,}999}{10^5} x^2 + \frac{1{,}044}{10^3} x + \frac{2{,}200}{10^2}$$

$$p = 4 \cdot 10^6 \, p_a : \mu = \frac{4{,}773}{10^7} x^3 - \frac{7{,}883}{10^5} x^2 + \frac{3{,}286}{10^3} x + \frac{2{,}835}{10^2} \quad (4)$$

$$p = 6 \cdot 10^6 \, p_a : \mu = \frac{2{,}313}{10^7} x^3 - \frac{5{,}601}{10^5} x^2 + \frac{3{,}331}{10^3} x^2 + \frac{3{,}488}{10^2}$$

$$p = 8 \cdot 10^6 \, p_a : \mu = \frac{5{,}297}{10^7} x^3 - \frac{9{,}962}{10^5} x^2 + \frac{4{,}603}{10^3} x^2 + \frac{3{,}189}{10^2}$$

$$p = 10 \cdot 10^6 \, p_a : \mu = \frac{5{,}885}{10^7} x^3 - \frac{10{,}870}{10^5} x^2 + \frac{4{,}902}{10^3} x + \frac{4{,}593}{10^2}$$

$n = 1800$ rot/min

$$p = 2 \cdot 10^6 \, p_a : \mu = \frac{4{,}444}{10^7} x^3 - \frac{3{,}555}{10^5} x^2 + \frac{0{,}766}{10^3} x + \frac{1{,}500}{10^2}$$

$$p = 4 \cdot 10^6 \, p_a : \mu = \frac{1{,}454}{10^7} x^3 - \frac{2{,}659}{10^5} x^2 + \frac{1{,}202}{10^3} x + \frac{1{,}784}{10^2} \quad (5)$$

$$p = 6 \cdot 10^6 \, p_a : \mu = \frac{3{,}419}{10^7} x^3 - \frac{6{,}499}{10^5} x^2 + \frac{2{,}995}{10^3} x + \frac{2{,}292}{10^2}$$

$$p = 8 \cdot 10^6 \, p_a : \mu = \frac{1{,}625}{10^7} x^3 - \frac{4{,}115}{10^5} x^2 + \frac{2{,}587}{10^3} x + \frac{3{,}692}{10^2}$$

$$p = 10 \cdot 10^6 \, p_a : \mu = \frac{2{,}192}{10^7} x^3 - \frac{4{,}928}{10^5} x^2 + \frac{2{,}594}{10^3} x + \frac{3{,}767}{10^2}$$

Cu ajutorul relațiilor [2]–[5], s-au trasat pe calculatorul WANG 2200 curbele de variație ale coeficienților de frecare la alunecare, în funcție de timpul de încercare și încărcare, curbe care sînt prezentate în figura 3.

Concluzii

Din datele experimentale obținute la încercări, se poate constata că valorile coeficienților de frecare la alunecare depind în mare măsură de viteza de rotație a cochilei, precum și de valoarea presiunii de contact din cupla de frecare. Astfel, o dată cu creșterea vitezei de rotație a cochilei, datorită unei distribuții mai uniforme a grafitului în masa metalică de bază, precum și a micșorării dimensiunilor separațiilor de grafit, se manifestă o micșorare tot mai accentuată a valorilor coeficientului de frecare la alunecare. Această constatare duce la concluzia că, prin mărirea vitezei de rotație a cochiliei, se poate determina o creștere a rezistenței la uzare a pieselor din fontă cenușie. De asemenea, din curbele trasate se mai poate observa că, o dată cu creșterea vitezei de rotație a cochilei, se mărește durata procesului de rodaj. Această particularitate poate fi o consecință a faptului că, prin creșterea turației cochilei, se mărește sensibil duritatea pieselor turnate din fontă cenușie [7].

BIBLIOGRAFIE

[1] Ripoșan, I., Sofroni, L., Chișamera, M. *Contribuții la studiul fontelor cu grafit vermicular.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 5, 1982.

[2] Crudu, I. *Încercarea la uzură a unor cupluri din fontă maleabilă perlitică și oțel carbon de calitate în condiții uscate.* Buletin I. P. Iași, vol. XIII/XVII, 1967.

[3] Crudu, I., Solea, D. *Încercări la uzură abrazivă a unor oțeluri.* Bulet. Univ. din Galați, nr. 1, 1978.

[4] Crudu, I., Ștefănescu, I. *Contribuții privind comportarea la uzură a unor cupluri de fontă maleabilă perlitică și oțel carbon de calitate în condiții abrazive.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 10, 1968.

[5] Crudu, I., Ștefănescu, I. *Contribuții la studiul influenței structurii fontelor maleabile perlitice asupra proprietăților de antifricțiune.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 6, 1974.

[6] Popa, Al. *Cercetări privind influența condițiilor de turnare centrifugă asupra structurii și proprietăților fontelor cenușii cu aplicație la executarea cămășilor pompelor de extracție.* Teză de doctorat, 1987.

[7] Popa, Al. *Stabilirea experimentală și prin calcul a unei relații matematice pentru determinarea durității cămășilor din fontă cenușie turnate centrifug în funcție de turația cochilei.* A V-a sesiune de comunicări tehnico-științifice. *Tehnologii și utilaje noi pentru prelucrări la cald*, Brașov, 1986.

Dr. ing. Gh. Coman, ing. I. Carcea,
dr. ing. V. Cojocaru și ing. G. Barbu
Institutul Politehnic Iași

Utilizarea unor reziduuri industriale în scopul îmbunătățirii parametrilor tehnologici și calitativi la turnarea aliajelor

CZ: 621.746.01:669.018

Folosirea unui material cu rol dublu, de protecție a suprafeței aliajului lichid și a suprafeței formei, ar determina o simplificare a tehnicilor de turnare, o reducere a manoperei și cheltuielilor materiale. În acest scop, s-a experimentat posibilitatea de utilizare a unui reziduu industrial, provenit de la instalațiile de policondensare din industria firelor și fibrelor sintetice.

După tratarea dimetiltereftalatului cu etilenglicol se formează diglicoltereftalat care, în prezența acetaților de zinc, de mangan și calciu, trece în polietilentereftalat care se separă de glicolul impurificat introdus în exces. Etilenglicolul, care antrenează o parte din substanțele cu care a intrat în contact, este supus unui proces de metanoliză la 30 atmosfere în coloanele de distilare pentru separarea și recuperarea glicolului și metanolului pur. Reziduul rămas conține 25% etilenglicol, procente variabile de dimetiltereftalat, diglicoltereftalat și oligomeri, precum și urme de acetați de Zn, Mn, Ca și de matisant, TiO_2. Reziduul se elimină la cald, lichid, în bazine speciale, iar după ce se răcește și se solidifică se sparge în bucăți și se îndepărtează, fără alte utilizări industriale. De la starea în care se găsește la conținuturi mai ridicate în etilenglicol, reziduul devine tot mai dur și casant pe măsura sărăcirii lui în acesta.

Prin încălzire la temperatura de 200—250°C, reziduul se topește, iar la peste 400°C se aprinde și arde cu descompunerea compușilor complecși ca urmare a ruperii legăturilor mai slabe indicate în figura 1 și degajării unei cantități mari de produși de ardere, precum: tereftalat, cocs, petrol, negru de fum.

Pe o instalație de laborator special realizată, în care s-au creat condiții de ardere asemănătoare celor din din timpul turnării aliajelor, s-au captat și filtrat gazele degajate la ardere, cantitatea de subproduse de ardere și de cenușă fiind prezentată în tabelul 1.

S-au făcut totodată și determinări ale puterii calorice superioare cu un calorimetru de combustie Berthelot-Mahler-Krockes, variația temperaturii în vasul calorimetric fiind prezentată în tabelul 2.

Media determinărilor efectuate a dat o putere calorică superioară de 4659 kcal/kg.

Diferențiat, în funcție de locul și modul de aplicare, reziduul a fost întrebuințat în stare solidă sau sub formă de pastă și soluție.

Experimentările de laborator și industriale au urmărit două direcții distincte de valorificare a reziduului organic.

Utilizarea reziduului la turnarea oțelului în lingotiere

Folosirea acestui material ca agent de protecție la turnarea oțelului în lingotiere a fost sugerată de faptul că el nu este miscibil în baia

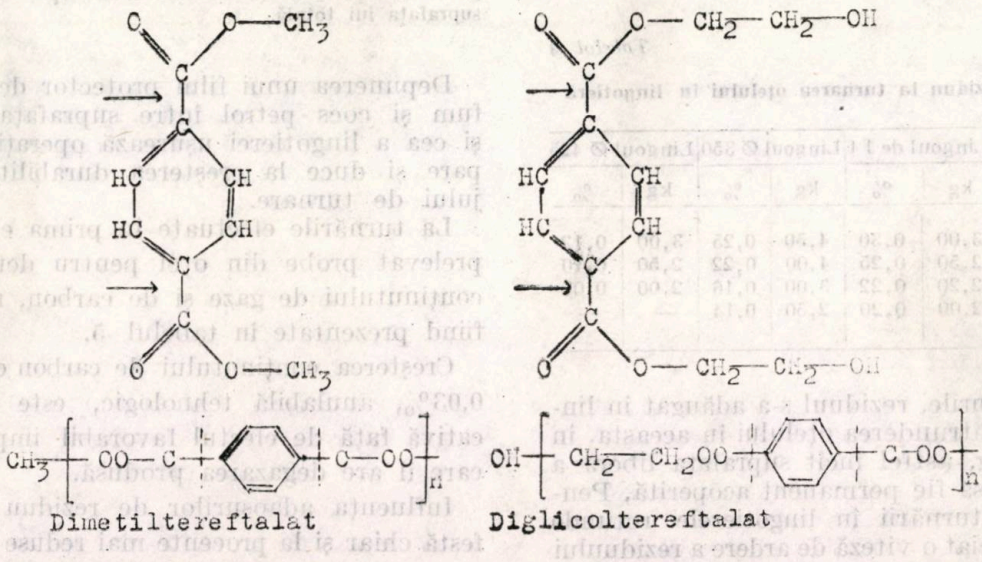


Fig. 1. Compușii chimici principali din reziduu și modul de rupere a legăturilor

Tabelul 1

Cantităţi de subproduse de ardere şi de cenuşă rezultate în urma arderii reziduului

Nr. experienţei	Cantitatea de reziduu, g	Cantitatea de subproduse de ardere		Cantitatea de cenuşă, g	
		g	%	g	%
1	1,42	0,24	17,80	0,04	3,15
2	1,31	0,21	16,19	0,04	3,06
3	0,78	0,12	16,52	0,02	2,91
4	1,13	0,18	15,92	0,03	3,01
5	1,27	0,19	15,28	0,03	2,94

În cazurile la care s-a folosit reziduul menţionat, striparea s-a realizat mai uşor, nu s-a constatat nici o situaţie de sudare sau de blocare a lingoului.

Analiza aspectului lingoului şi determinările care s-au făcut cu rugozimetrul electronic surtronic (tab. 4) evidenţiază calitatea superioară a suprafeţei lingourilor obţinute prin tratamentul menţionat.

Topirea şi arderea reziduului, cu degajarea a 4659 kcal/kg, pe suprafaţa liberă a oţelului lichid al cărui nivel urcă în lingotieră, asigură protecţia acestuia împotriva oxidării şi împiedică apariţia defectelor de tipul sudurilor reci.

Tabelul 2

Variaţia temperaturii în timp la determinarea puterii calorice superioare

Temperatura	Timpul, min									
	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
1, grade relative	1,04	1,04	1,59	2,29	2,54	2,66	2,70	2,72	2,73	2,73
2, grade relative	1,66	1,91	2,31	2,66	2,91	2,99	3,08	3,14	3,15	3,15

metalică, iar prin topire acoperă suprafaţa liberă a oţelului lichid din lingotieră.

Testarea efectului adaosului de reziduu pe suprafaţa oţelului lichid s-a făcut în oţelăria electrică din C.U.G. Iaşi, pe utilaje de turnare în sifon, în trei etape distincte.

În etapa I s-au făcut patru turnări pe un set de două lingotiere normal conice, cu masa lingoului de 1,0 tone, adaosurile de reziduu făcîndu-se numai în una din lingotiere (tab. 3).

În etapele a II-a şi a III-a s-au făcut patru şi trei turnări cu adaosurile de reziduu (tab. 3), în cîte două din cele şase lingotiere rotunde ale setului de turnare.

Tabelul 3

Adaosurile de reziduu la turnarea oţelului în lingotieră

Nr. experienţei	Lingoul de 1 t		Lingoul Ø 350		Lingoul Ø 425	
	kg	%	kg	%	kg	%
1	3,00	0,30	4,50	0,25	3,00	0,12
2	2,50	0,25	4,00	0,22	2,50	0,10
3	2,20	0,22	3,00	0,16	2,00	0,08
4	2,00	0,20	2,50	0,14	—	—

În toate cazurile, reziduul s-a adăugat în lingotieră după pătrunderea oţelului în aceasta, în porţii de 500 g, astfel încît suprafaţa liberă a oţelului lichid să fie permanent acoperită, Pentru condiţiile turnării în lingotierele rotunde Ø 350, s-a apreciat o viteză de ardere a reziduului de 150—160 g/min.

Tabelul 4

Rugozitatea suprafeţei lingourilor

Poziţia pe înălţimea lingoului	Rugozitatea, μm		
	lingou netratat	lingou tratat cu 0,14% reziduu	lingou tratat cu 0,16% reziduu
Jos	1,8—5,4	1,3—4,0	1,4—3,3
Mijloc	2,0—7,4	1,5—3,8	—
Sus	3,5—8,2	2,0—4,0	1,5—3,6

Obs.: În cazul lingoului netratat, determinările s-au făcut pe zonele cele mai netede care n-au depăşit 20—25% din suprafaţa lui totală.

Depunerea unui film protector de negru de fum şi cocs petrol între suprafaţa lingoului şi cea a lingotierei uşurează operaţia de stripare şi duce la creşterea durabilităţii utilajului de turnare.

La turnările efectuate în prima etapă, s-au prelevat probe din oţel pentru determinarea conţinutului de gaze şi de carbon, rezultatele fiind prezentate în tabelul 5.

Creşterea conţinutului de carbon cu pînă la 0,03%, anulabilă tehnologic, este nesemnificativă faţă de efectul favorabil important pe care îl are degazarea produsă.

Influenţa adaosurilor de reziduu se manifestă chiar şi la procente mai reduse de 0,10% fiind optimă pentru 0,10—0,20%.

Tabelul 5

Compoziţia oţelului

Oţel tratat				Oţel netratat			
C, %	O, ppm	N, ppm	H, cm³/100 g	C, %	O, ppm	N, ppm	H, cm³/100g
0,10	45	77	5,40	0,08	53	85	5,80
0,11	47	72	5,20	0,09	54	88	5,90
0,12	36	70	5,10	0,08	41	87	6,00
0,11	42	73	5,10	0,08	49	82	5,95

Utilizarea reziduului la turnarea oţelului în forme temporare

Efectele favorabile înregistrate prin folosirea reziduului la turnarea în forme metalice, precum şi apariţia în literatura de specialitate a unor articole privind impregnarea formelor cu soluţii organice au determinat extinderea cercetărilor şi pentru utilizarea reziduului la turnarea în forme executate din amestecuri de formare. Impregnarea asigură creşterea rezistenţei suprafeţei de contact a formei cu aliajul lichid, reducerea interacţiunii şi prevenirea apariţiei defectelor de suprafaţă.

Experimentările s-au făcut pe amestecuri cu silicat de sodiu, impregnarea fiind favorabilă în special în cazul adaosului de liant la 3—4% şi a consolidării suprafeţelor friabile ale formelor. Mărirea rezistenţei stratului superficial se explică prin formarea unor noi legături între particulele de nisip, ca urmare a polimerizării compuşilor organici penetraţi în spaţiile dintre acestea.

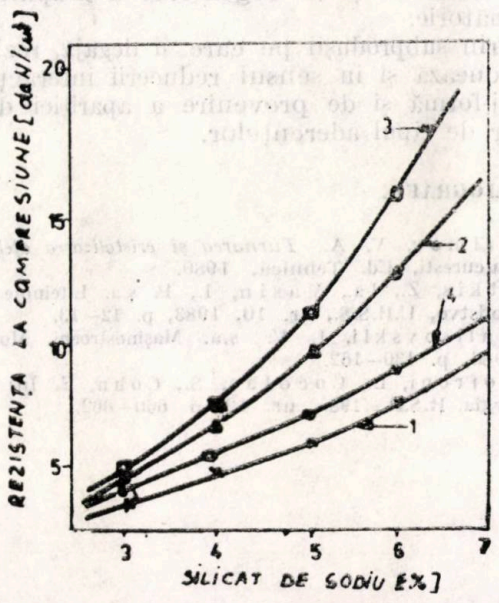


Fig. 2. Variaţia rezistenţei la compresiune, în funcţie de procentul de silicat de sodiu: *1* — epruvetă etalon; *2* — epruvetă vopsită cu reziduu organic nesolubilizat; *3* — epruvetă vopsită cu reziduu organic solubilizat cu 5% acetonă; *4* — epruvetă vopsită cu reziduu organic solubilizat cu 10% acetonă

Deoarece, pentru impregnare, materialul organic trebuie solubilizat, s-a procedat la prelevarea unor cantităţi de reziduu de pe fluxul tehnologic de extracţie a etilenglicolului înainte de scăderea conţinutului acestuia sub intervalul de solidificare. Compoziţia corespunzătoare pentru operaţiile de vopsire şi impregnare a formelor a fost cea cu 70% etilenglicol.

Determinările s-au făcut pe amestecuri preparate într-un malaxor de laborator, din nisip de Aghireş, cu granulaţia medie M50 = 0,35 mm, gradul de uniformitate 69, părţile levigabile 0,32% şi silicat de sodiu cu modulul 2,48, densitatea 1,51 g/cm³ şi viscozitatea 280 cP. Epruvetele executate la sonetă şi întărite prin insuflare de CO_2 au fost vopsite prin pensulare cu un strat de reziduu ca atare, precum şi solubilizat cu 5% şi respectiv 10% acetonă.

S-a urmărit stabilirea concentraţiei optime de solubilizare a adîncimii de penetrare şi a influenţei impregnării asupra proprietăţilor epruvetelor din amestec de formare.

După vopsire, probele au fost uscate la 150°C timp de 30 min.

Adîncimea de penetrare s-a pus în evidenţă prin folosirea unui colorant şi a fost de 2 mm, respectiv de 4 şi 5 mm pentru cazul solubilizării cu 5 şi 10% acetonă.

Variaţia rezistenţei la compresiune, în funcţie de procentul de silicat de sodiu şi de varianta de impregnare întrebuinţată, este prezentată în figura 2.

În figurile 3 şi 4 se prezintă variaţia rezistenţelor la tracţiune şi încovoierea epruvetelor neimpregnate şi impregnate, în funcţe de proporţia de liant.

Rezultatele obţinute duc la concluzia că varianta cea mai bună este aceea de impregnare cu reziduuri, care conţin 70% etilenglicol solubilizate cu 5% acetonă. Adaosurile mai mari de acetonă măresc prea mult fluiditatea reziduului, astfel că nu mai este posibilă depunerea unui strat corespunzător pe suprafaţa probelor, ceea ce determină valori de rezistenţă mai scăzute.

Impregnarea epruvetelor cu reziduu solubilizat cu 5% acetonă determină creşterea cu 45—55% a rezistenţei la compresiune, cu 35—40% a rezistenţei la tracţiune şi cu 75—80%

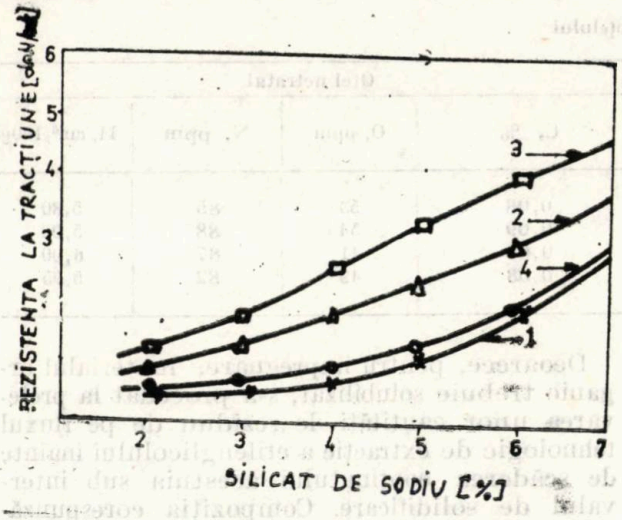


Fig. 3. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de procentul de silicat de sodiu: *1* — epruvetă etalon; *2* — epruvetă vopsită cu reziduu organic nesolubilizat; *3* — epruvetă vopsită cu reziduu organic solubilizat cu 5% acetonă; *4* — epruvetă vopsită cu reziduu organic solubilizat cu 10% acetonă

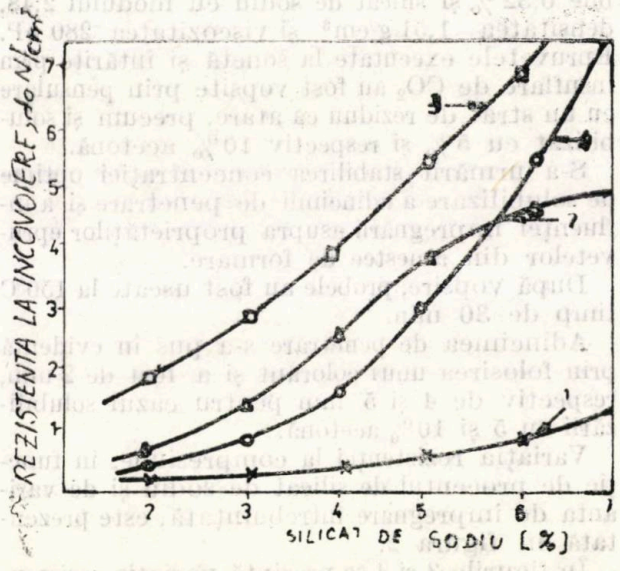


Fig. 4. Variația rezistenței la încovoiere, în funcție de procentul de silicat de sodiu: *1* — epruvetă etalon; *2* — epruvetă vopsită cu reziduu organic nesolubilizat; *3* — epruvetă vopsită cu reziduu organic solubilizat cu 5% acetonă; *4* — epruvetă vopsită cu reziduu organic solubilizat cu 10% acetonă

a rezistenței la încovoiere, față de probele martor. Permeabilitatea epruvetelor, vopsite pe ambele suprafețe frontale, a scăzut cu 28;12 și 8% la folosirea reziduului ca atare, a celui solubilizat cu 5 și 10% acetonă.

Piesele turnate au prezentat o suprafață corespunzătoare, ca urmare a formării unui film de gaze și a depunerii particulelor fine de sub produse de ardere pe suprafața formei.

Concluzii

Utilizarea reziduului organic în stare solidă la turnarea oțelului în lingotiere asigură lubrifierea bună a utilajului de turnare, ușurează operația de stripare, mărește durabilitatea lingotierelor, determină îmbunătățirea suprafeței lingoului și protejarea oțelului împotriva oxidării. Aceste efecte se înregistrează la adaosuri mici, de 0,10—0,15% reziduu, pe suprafața oțelului lichid, crescînd la acoperirea suprafeței deschise a maselotierei. În asociație cu alte materiale exoterme, influențează procesul de solidificare, ca urmare a faptului că prin ardere degajă căldură.

Utilizarea reziduului organic în stare de pastă, la un conținut de 70% etilenglicol, pentru impregnarea formelor temporare, asigură mărirea rezistențelor mecanice a acestora prin îmbunătățirea caracteristicilor stratului superficial. Se creează, astfel, posibilitatea reducerii procentului de liant din amestec, de valorificare a formelor menținute timp îndelungat pînă la turnare, a căror suprafață este friabilă, precum și de ușurare a procesului de dezbatere și de regenerare a nisipului de turnătorie.

Prin subprodușii pe care îi degajă, reziduul acționează și în sensul reducerii interacțiunii aliaj-formă și de prevenire a apariției defectelor de tipul aderențelor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Efimov, V. A. *Turnarea și cristalizarea oțelurilor.* București, Ed. Tehnică, 1980.
[2] Itkis, Z., Ia., Vasin, I., P. ș.a. Liteinoie proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 10, 1983, p. 12—13.
[3] Valisovskii, I. V. ș.a. Mașinostroeni, Moscova, 1983, p. 130—162.
[4] Sofroni, L., Cocolaș, S., Cohn, E. În: Metalurgia, R.S.R., 1985, nr. 12, p. 660—662.

Ing. S. Cocolaș, dr. ing. M. Cojocaru
și sing. P. Bololoi
Institutul Politehnic București
ing. P. Boghiu
C.I.T.P.I.E. București

Cercetări privind optimizarea procesului de curățire electrochimică a pieselor turnate

CZ:621.747.5

Metoda de curățire electrochimică, de îndepărtare a aderențelor, este cea mai controversată din ultimii 25 de ani, deoarece necesită o instalație specială, anexe, materiale consumabile, consum mare de energie electrică, dar asigură o curățire avansată a suprafeței pieselor turnate [1].

Acest procedeu de curățire constă în reducerea catodică și dizolvarea electrochimică a oxizilor de pe suprafața pieselor turnate cu ajutorul unui electrolit, conținînd săruri bazice la temperaturi cuprinse între 400 și 500°C, activate cu un curent continuu de tensiune și densitate mică.

Cu toate că această tehnologie se recomandă pentru piese cu masa de pînă la 500 kg s-au construit instalații care asigură curățirea unor piese turnate din oțel de cca 7500 kg [2].

Firma KOLENE, S.U.A., a brevetat prima instalație de curățire de acest tip și furnizează curent asemenea utilaje [3] .Cercetările efectuate ulterior în U.R.S.S. și Japonia au dus la realizarea unor instalații originale de curățire electrochimică [4], [5].

Se poate considera că acest procedeu este de perspectivă pentru că se pot îndepărta aderențele (indiferent de compoziție, grosime etc.) de pe toată suprafața piesei (interioară și exterioară) la piesele turnate din aliaje feroase și din aliaje neferoase.

Principiul metodei

Etapele de curățire electrochimică sînt următoarele (fig. 1):

— preîncălzirea pieselor turnate la o temperatură de 130—250°C;

— introducerea pieselor uscate în baza de electrolit, cu ajutorul unor coșuri metalice;

— conectarea lor în circuitul electric de 6—2,5 A/dm² (densitate catodică) timp de 900—1800 s;

— deconectarea pieselor de la sursa de curent, ridicarea coșului deasupra băii și scurgerea electrolitului timp de 60—180 s;

— introducerea pieselor într-o baie cu apă caldă;

— spălarea pieselor într-o baie cu apă rece;

— neutralizarea și pasivizarea suprafețelor pieselor turnate;

— controlul de calitate interfazic, pentru eventualitatea repetării ciclului de curățire electrochimic.

Această metodă de curățire este combinată; curățire chimică (curățirea se face în general cu hidroxizi ai sărurilor bazice); curățire termică (cu un electrolit încălzit în domeniul 450—500°C); curățire electrică (cu ajutorul unui curent electric cu o densitate scăzută se intensifică procesul de curățire). Se poate afirma că terminologia corectă a acestui procedeu de curățire este metoda termoelectrochimică.

Particularitățile metodei de curățire

Pentru îndepărtarea aderențelor de pe piesele turnate, se folosesc, drept electroliți, soluții de hidroxizi în stare topită, care pot fi activate de un curent electric.

Pentru ca metoda să fie eficientă, se urmărește o temperatură de topire cît mai scăzută, care se întîlnește la hidroxizii metalelor alcaline. De obicei, pentru curățire nu se folosește

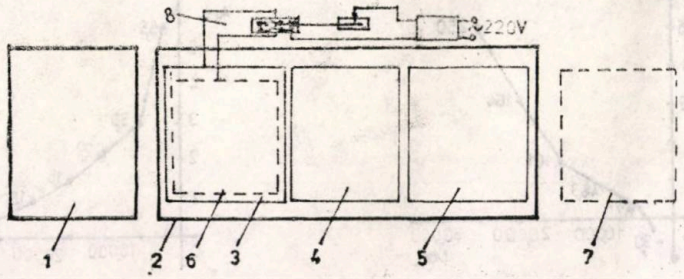


Fig. 1. Procesul tehnologic de curățire electrochimică: *1* — agregatul termic pentru preîncălzirea pieselor turnate; *2* — instalația de curățire electrochimică; *3* — bazin cu electrolit în stare topită; *4* — bazin cu apă rece; *5* — bazin cu apă caldă; *6* — coș din sîrmă; *7* — neutralizarea suprafeței pieselor turnate; *8* — instalația electrică de conectare a pieselor turnate în circuitul electric

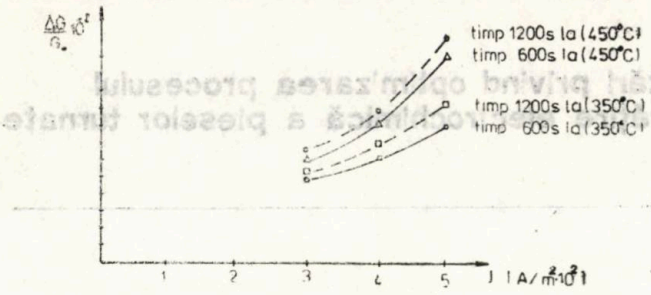


Fig. 2. Influența densității catodice, în funcție de pierderile relative de greutate

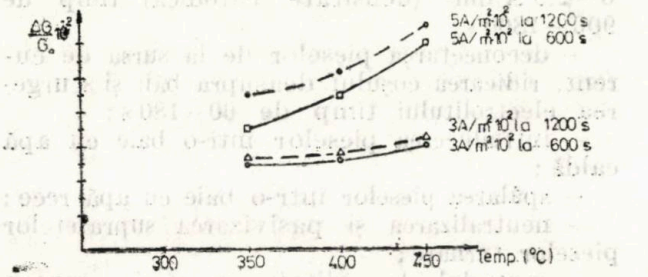


Fig. 3. Influența temperaturii electrolitului, care realizează curățirea, față de pierderile relative de greutate

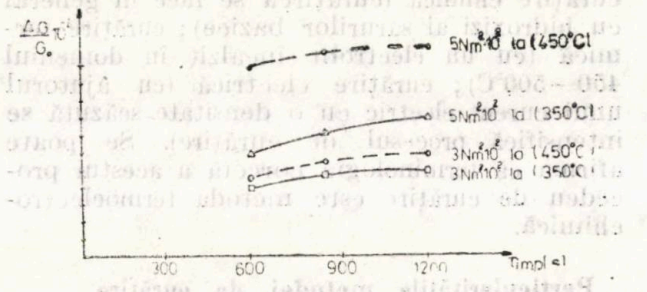


Fig. 4. Influența timpului de curățire, în comparație cu pierderile relative de greutate

un singur hidroxid (NaOH sau KOH), ci se folosesc amestecuri care prezintă o temperatură scăzută de topire, la punctul eutectic. În continuare, vor fi prezentate cîteva rețete de

Tabelul

Caracteristicile electrolitului

Tipul electrolitului	Caracteristicile		
	densitatea, kg/m³	viscozitatea, Pa	conductibilitatea electrică, $\Omega^{-1} \cdot cm^{-1}$
NaOH (100 %)	1 746	2.8×10^{-2}	2,25
KOH (100 %)	1 717	$2,3 \times 10^{-2}$	2,24

electrolit, folosite în practica industrială [6]: 93% NaOH + 7% NaCl; 75% NaOH + 25% KOH; 25% NaOH + 75% KOH; 98% NaOH + 2% $CaCl_2$; 70—90% NaOH + 3—10% NaCl + 7—20% $CaCl_2$ etc.

Dintre caracteristicile electrolitului folosit la curățirea electrochimică sînt foarte importante densitatea, viscozitatea și conductibilitatea electrică.

În tabelul 1 sînt prezentate aceste caracteristici pentru hidroxizii cei mai folosiți (NaOH și KOH) la temperatura de 100°C.

La alegerea compoziției electrolitului vor urmări: un amestec pe bază de un hidroxid alcalin (NaOH sau KOH); o temperatură de topire scăzută (compoziție eutectică); viscozitate mică sau fluiditate mare; conductibilitate electrică cît mai mare.

Optimizarea procesului de curățire electrochimică

În cadrul Institutului Politehnic București, a fost construită o instalație de curățire experimentală, principala piesă a instalației fiind un creuzet monobloc din oțel inoxidabil (de tip 18/8). Au fost folosite două tipuri de compoziții de electrolit, și anume: 100% NaOH și 93% NaOH + 7% NaCl. Cercetările ulterioare au fost efectuate cu ultima compoziție, deoarece s-a constatat o accelerare a procesului de curățire.

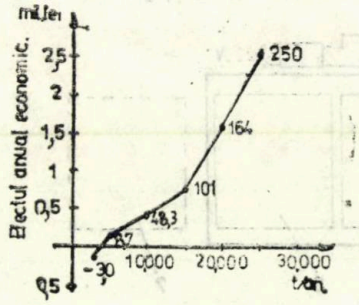


Fig. 5. Variația anuală a efectului economic, în funcție de productivitatea instalației tip ECHO

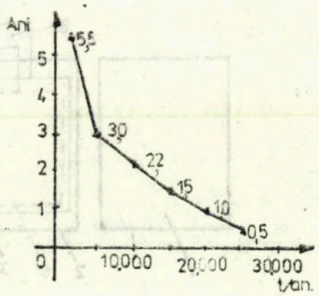


Fig. 6. Variația duratei de recuperare a fondurilor investite, în funcție de productivitatea instalației de tip ECHO

După punerea în funcțiune a instalației, s-au încercat parametrii optimi ai procesului de curățire. La întocmirea modelului matematic de planificare experimentală, s-a luat în considerare variația a trei parametri : temperatura electrolitului, densitatea catodică și timpul de curățire asupra pierderilor relative de greutate (de înlăturare a aderențelor în urma operației de curățire). Domeniul de variație a celor trei parametri este următorul : temperatura electrolitului : 350—450°C ; timpul de curățire : 600 — 1200 s ; densitatea catodică : 300 — 500 A/m^2.

În figurile 2—4 se prezintă variația acestor factori, în timpul procesului de curățire [7].

În urma analizei rezultatelor, se poate trage concluzia că parametrii optimi ai procesului de curățire electrochimic studiat sînt următorii : densitatea de curent : 500 A/m^2 ; temperatura electrolitului : 450°C ; timpul de curățire : 1200 s (adică limitele superioare ale domeniului de variație a factorilor considerați).

La un studiu microscopic al zonei de contact piesă turnată — aderență, înainte și după curățire, se poate observa o îndepărtare foarte avansată a acestui tip de defect de turnare.

Concluzii

Pentru a se aprecia efectele tehnico economice ale procedeului de curățire electrochimic se va prezenta în continuare o instalație de tip ECHO, proiectată și construită la uzina ELECTROSTAL din U.R.S.S. [6] : capacitatea de curățire anuală : 15000 tpb ; masa maximă a piesei turnate : 7500 kg ; dimensiunile maxime de gabarit ale piesei turnate : 3 × 1,2 × 3,2 m ; dimensiunile băii de curățire (cu electrolit) : 3 × 2 × 4 m ; suprafața ocupată de instalație (32 × 17 m), avînd înălțimea de 9,25 m ; electrolitul utilizat : NaOH ; pasivizarea piesei realizată cu o soluție de 7—10% acid ortofosforic ; valoarea investiției : cca 2 milioane lei.

În figurile 5 și 6 sînt prezentate efectul economic al procedeului și variația duratei de recuperare a fondurilor investite.

În încheiere, în lucrare sînt abordate efectele care vor apărea în cazul utilizării tehnologiei de curățire electrochimică, comparația fiind făcută cu procedeele clasice de curățire :

— efecte materiale, prin reducerea consumurilor energetice și de materiale consumabile în procesul de curățire ;

— efecte ergonomice, prin eliminarea totală a noxelor și a zgomotului, îmbunătățind radical condițiile de muncă din atelierele de curățire a pieselor turnate ;

— efecte temporale, prin scurtarea ciclului de fabricație a pieselor turnate (crește productivitatea muncii și scade în același timp manopera de curățire) ;

— efecte valorice, care vor fi reflectate de scăderea costului pieselor turnate (fig. 5).

BIBLIOGRAFIE

[1] Cocolaș, S., Cojocaru, M., Boghiu, P. *Metoda de înlăturare a aderanțelor de pe piesele turnate.* Buletin IIS Bacău, 1981, p. 207 — 213.

[2] Delimarskii, I. K. s. a. *Electrohimiceskaia ocistka otlivok v ionnth rasplavah,* Moscova, Mașinostroenie, 1976.

[3] Dvornicov, A. F. *Electrohimiceskaia ocitska krupnih stalnih otlivok.* În : Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 3, 1971, p. 47.

[4] Idzima, S. *Curățirea electrochimică a pieselor turnate din fontă*-Patent Japonia, nr. 51—127187, 1978.

[5] Ladov, I. S. s. a. *Ustanovka dlia electrohimiceski ocistki litia,* Patent U.R.S.S., nr. 498872, 1967.

[6] Vörös, A. *Curățirea pieselor turnate.* București, Ed. Tehnică, 1979.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 1, 1990

Perfecţionarea tehnologiei de brichetare a peletelor metalizate, p. 4 — Estimarea comparativă a neuniformităţii repartizării materialelor la gura de alimentare a furnalelor dotate cu dispozitiv de încărcare tip jgheab, p. 6 — Experienţa exploatării cauperelor cu cameră de ardere internă laterală, p. 8 — Influenţa arderii gazelor naturale în gurile de vînt ale furnalelor asupra parametrilor de scurgere a amestecului de gaze şi aer, p. 11 — Economia de materiale şi energie la fabricarea oţelului în convertizoare cu insuflare de oxigen şi în cuptoare Martin, p. 14 —Pierderile de elemente de aliere prin evaporare la elaborarea oţelului rezistent la coroziune, p. 31 — Consumul de lingotiere în siderurgie, p. 34 — Optimizarea suprafeţei ondulate a lingourilor cilindrice, p. 37 — Turnarea lingotierelor din fontă de afinare elaborată în furnal, p. 39 — Micşorarea consumului specific de lingotiere la turnarea prin sifon a oţelului, p. 40 — Reutilarea tehnică a secţiilor de ferosiliciu, p. 47 — Cercetările experimentale privind laminarea semifabricatelor în casete cu patru cilindri, p. 49 — Alegerea regimurilor optime de funcţionare a sistemelor de ungere şi răcire, p. 55—Perfecţionarea regimurilor de reducere la laminarea lingourilor late, p. 47 — Introducerea tehnologiei de afinare electrică a cositorului cu o nouă substanţă activă superficială, p. 57 — Calculul etanşărilor magnetice pentru lagărele de frecare lichidă de la laminoarele pentru profiluri, p. 58 — Conducte de gabarit mare pentru instalaţiile din industria chimică şi centralele termice, p. 60 — Frezarea cu ace la finisarea ţevilor, p. 63 — Posibilităţi tehnologice de executare a unor noi tipuri de elemente de asamblare pentru construcţii, p. 65 — Executarea de cabluri cu acoperiri de polimeri pentru acţionarea pompelor de sondă, p. 67 — Acumularea de ioni Fe^{3+} în soluţiile de fosfat de zinc şi şlam, p. 70 — Laminatul durificat termic, rezervă de reducere a consumului de metal, p. 71 — Problemele fabricării laminatelor din oţel vidat pentru rulmenţi cu diametru de 14—32 mm, în pachete cu masă mare, p. 74 — Oţel de înaltă rezistenţă 08G2SFB în rulouri pentru recipiente de înaltă presiune în multe straturi, p. 76 — Natura incluziunilor mari în lingourile din oţeluri slab aliate, p. 80 — Combinarea deformării la cald şi a tratamentului termic pentru durificarea fontei aliate p. 85 — Influenţa azotului asupra structurii şi proprietăţilor aliajelor Fe—Ni—Cr, economic aliate cu nichel, p. 87 — Tratamentul de revenire al cilindrilor de laminor din oţeluri supereutectoide, remaniaţi prin metalizare, p. 90 — Structura şi proprietăţile oţelurilor din fabricate industriale (puberi), p. 92 — Căi ale progresului tehnic privind fabricarea varului metalurgic, p. 102 — Îmbunătăţirea economicităţii funcţionării cuptorului pentru încălzirea capetelor ţevilor, p. 104 — Exhaustoare pentru fum în secţiile de convertizoare şi regimul de evacuare a gazelor din convertizoare, p. 107.

Stal, U.R.S.S., nr. 2, 1990

Elaborarea sistemelor complexe de introducere a încărcăturii în furnalele cu volum mare, p. 2 — Modernizarea dispozitivelor de încărcare cu con şi perfecţionarea regimurilor de funcţionare a acestora, p. 4 — Introducerea sistemului de conducere cu microprocesoare a distribuitorului rotativ de încărcare la furnalul de mare putere, p. 8 — Estimarea funcţionării creuzetului furnalului în funcţie de caracterul modificării forţei electromotoare, p. 11 — Cercetările termotehnice ale blocului cauperelor furnalelor cu volum de 5500 m^3, p. 14 — Direcţiile principale ale proiectării oţelăriilor şi elaborarea de procedee noi, p. 19—Formarea semifabricatului în maşinile de turnare continuă de tip înclinat—curbiliniu, p. 23 — Conducerea calităţii semifabricatelor turnate continuu, p. 27 — Maşini de turnare radiale cu şase fire pentru fabricarea semifabricatelor pentru profiluri, la Uzina metalurgică din Moldova, p. 30 — Înălţimea jetului de metal la vidarea în flux în timpul turnării continue a oţelului, p. 33 — Hidrodinamica fazei lichide a semifabricatului turnat continuu la agitarea electromagnetică, p. 34 — Îmbunătăţirea calităţii semifabricatului turnat continuu din oţel pentru rulment, p. 37 — Influenţa naturii fazei de sulfuri asupra calităţii semifabricatelor turnate continuu, p.39 — Îmbunătăţirea calităţii blumurilor turnate continuu prin răcirea secundară în aer şi apă, p. 41 — Căi de mărire a termenelor de funcţionare dintre reparaţii a cristalizoarelor de la maşinile radiale de turnare continuă a blumurilor, p. 43 — Turnarea continuă a oţelului, p. 46 — Optimizarea regimurilor termice ale cuptoarelor de mare putere pentru elaborarea feroaliajelor, p. 48 — Influenţa parametrilor tehnologici asupra planităţii benzii la laminarea fără sfîrşit, p. 51 — Planificarea prin dialog a încărcării zilnice a liniei de laminare fără sfîrşit 1400, p. 54 — Fabricarea profilurilor îndoite cu pereţi subţiri, acoperite cu polimeri, p. 56 — Laminor continuu pentru profiluri uşoare 300—2, p. 59 — Fabricarea cilindrilor bimetalici pentru laminoarele de tablă, prin metoda turnării centrifugale, p. 62 — Lichidarea deşurubării şuruburilor în dispozitivele de apăsare de la laminoarele degrosisoare reversibile, p. 63 — Sortimentul de produse din metal şi influenţa acestora asupra consumului de metal în construcţii şi în construcţia de maşini, p. 69 — Stabilirea parametrilor de laminare la rece care asigură plasticitatea cerută a ţevilor, p. 71 — Perfecţionarea regimurilor de temperatură ale producţiei ţevilor pentru rulmenţi, p. 73 — Automatizarea agregatelor termice cu încălzire prin contact electric, p. 75 — Îmbunătăţirea plasticităţii sîrmei profilate pentru armare, p. 77 — Cercetarea fragilităţii la rece a oţelurilor 09G2C şi USt 3 sp, p. 82 — Îmbunătăţirea nivelului proprietăţilor de utilizare ale oţelului, rezervă de economie a metalului, p. 84 — Particularităţile formării structurii în cadrul prelucrării cu scînteie electrică a materialelor pentru cilindru, p. 85 — Durificarea oţelului austenitic cu conţinut ridicat de mangan, p. 88 — — Formarea proprietăţilor oţelurilor din pulberi, în condiţiile deformării plastice, p. 91 — Sistem informaţional de evidenţă la însoţirea metalului pe sectorul — oţel-laminat, p. 95 — Utilizarea măsurii parametrilor de calitate la stabilirea puterii de concurenţă a metalelor feroase, p. 97 — Problemele reevaluării utilajului din import şi evidenţa amortizării în cadrul raportului financiar efectuat la Combinatul electrometalurgic Oskolsk, p. 100 — Perspectivele dezvoltării industriei de ardere a varului în întreprinderile siderurgice, p. 102 — Îmbunătăţirea funcţionării din punct de vedere termic a cuptorului cu role de trecere, p. 106 — Stabilizarea apei în sistemul de alimentare cu apă a estacadelor de sub buncăr ale furnalelor, p. 108.

ICE METALEXPORTIMPORT EXPORTE:

METALEXPORTIMPORT

BUCHAREST—ROUMANIE

21 25, RUE MENDELEEV, TELEPHONE

620, 651 LIGNE INTERNATIONALE

TELEX 11515

- Tôle et bande en aluminium

  Qualité : 99,5% $AlMg_3$ cf. DIN

– AA 110, AA 3003, AA 5052 conf. AA 84

– d'autres qualités disponibles. Epaisseur : 0,2—3 mm

Largeur de la bande : 75—1500 mm

Dimensions de la tôle :

1000×2000 mm, 1250×2500 mm, 1500×3000 mm, 3'×6'×8' et d'autres dimensions convenues.

- Tôle et bandes, stucco, diamond, tôles et bandes plates
- Feuilles d'aluminium

  Qualité : 99,0, 99,5 %, AA 3003

  Epaisseur : 9—200 microns

  Largeur : 75—1000 mm

  Utilisation finale : industrie alimentaire, pharmacie, industrie ménagère, installations hydrauliques etc.

- Profilés extrudés en aluminium

  Qualité : AlMgSi, AA 0663, AA 7075 de commun accord aussi d'autre qualités disponibles.

Utilisation finale : bâtiments, industrie, portes et fenêtres.

L'usine SLATINA produit également rondelles, disques et câbles en aluminium.

– Tôle forte, inclusivement tôle pour navires et virole de chaudière

– Tôle et bande laminée à froid

– Bande laminée à chaud

– Tôle et bande zinguée

– Tôle pour dynamo

– Fer à béton et fil laminé

– Barres laminées à chaud

– Profilés U et profilés I

– Barres étirées

– Profilés formés à froid

– Tubes en acier sans soudure

– Tubes conduite, descentes et tubes de production

– Tubes soudés noirs et zingués

– Fil étirés

– Electrodes de soudure

– Clous

– Cable métallique

– Chaînes industrielles

– Câbles de traction

E 3280

REFERÁLVA

kOH

METALURGIA

R 1991 -06- 03

9 – 12

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XLI • NR. 9 – 12 • SEPT. – DEC. 1990

30
ANI

DE ACTIVITATE IN

PROIECTARE
CERCETARE
MICROPRODUCTIE

ICPPAM

INSTITUTUL DE CERCETĂRI ŞI PROIECTĂRI
DE FABRICAŢIE PENTRU PRODUSE PLATE
ŞI ACOPERIRI METALICE GALAŢI
MAGISTRALA C.S.G. NR. 2
TEL. 40022 TELEX 51299

REPREZENTANTUL PENTRU RELAŢII EXTERNE ESTE ÎNTREPRINDEREA DE COMERŢ EXTERIOR
„UZINEXPORT"
CU SEDIUL ÎN BUCUREŞTI, B-DUL CAROL I NR. 12, TELEFON 137986, 139389; TELEX 0-11214

METALURGIA

Anul 41 Nr. 9 — 12 Septembrie — Decembrie

CUPRINS

Munteanu, V.: **ICPPAM — 30 de ani de existență** . . 425

Benea-Enache, Lidia, Grădinaru, Climanta și Sandu, C.: **Cercetări privind electrodepunerea staniului pe oțel inoxidabil pentru fabricația camerelor de ionizare, destinate centralelor nuclearo-energetice** . . . 427

Roman, L., Gavăț, C. și Tăbăcaru, I.: **Valorificarea complexă a zgurilor rezultate din procesul de elaborare** 430

Levcovici, D.T. și Carabăț, Cornelia: **Cercetări privind garantarea comportării la temperaturi ridicate a tablelor groase destinate construcției de recipiente sub presiune** 433

Chihaia, Șt., Efstate, D., Hurjui, V. și Dumitriu, I.: **Automatizarea mașinii de sudat C.S.G.-LBR.2 — Linia de decapare — utilizînd automatul programabil AP 101 și un contactor statie** 436

Năstase, L.: **Principii și stiluri moderne de conducere** (partea a II-a) 440

Constantin, N., Geantă, V., Bunea, D. și Șaban, R: **Metode analitice și grafice pentru determinarea rapidă a consumului de cocs la furnale, în cazul utilizării diverșilor combustibili auxiliari** 445

Dobrovici, D., Constantin, N., Șoit — Vizante, I., Geantă, V., Hrițac, Mariana și Hrițac, M.: **Informații asupra utilizării în încărcătura furnalului a materialelor greu fuzibile, în scopul protejării căptușelii creuzetului și vetrei** 450

Florian, E. și Ciucă, S.: **Contribuții la studiul refractarității materialelor metalice** 454

Zamfir, Simona, Dobre, Alexandra și Șaban, R.: **Oțeluri carbon placate cu materiale rezistente la uzură** 463

Dumitrescu, A. T. și Chelu, Gh.: **Deformabilitatea la cald a aliajului Ni80Cr20** 466

Alexandru, I., Coman, Gh., Baciu, C., Brudaru, O. și Rusu, I.: **Corelarea proprietăților mecanice cu compoziția chimică a oțelurilor inoxidabile feritice românești, prin intermediul calculatorului electronic** 472

Drăgulescu, Doina și Brîndeu, L.: **Considerații asupra procesului de relaxare a structurilor sudate prin vibrare mecanică** 476

Brabie, V., Ștefănescu, Fl., Neagu, G., Toboc, P. și Bălescu, C.: **Aspecte teoretice și practice privind filtrarea aliajelor turnate** 479

REVISTA REVISTELOR 435,438,449,462,47

„Cititorii din străinătate se pot abona adresându-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă. P.O. Box 136–137, telex: 11226, Bucureşti, str. 30 Decembrie nr. 3".

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI
Redactor: ELENA PÂRVU

Revista METALURGIA, organ al Departamentului Industriei Metalurgice – Redacţia şi administraţia, Bucureşti, str. Mendeleev 21–25, Sectorul 1. Telefon 59.49.90. Revista este editată de ICEM–O.I.D. Instituţiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N.–Română – filiala sector VI–Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 600 anual. Costul unui exemplar: lei 50. Tiparul I.P. Universul, str. Brezoianu nr. 23–25 Bucureşti

„UNIVERSUL" – c. 2367

1991 JUN 27

CONTENTS

DC : 669

Munteanu, V.: **ICPPAM-Thirty years of existence**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 425—426

DC : 669.14.018.8

Benea — Enache Lidia, Grădinaru, Climanta and Sandu C.: **Researches concerning the tin electrodeposition on the stainless steel, for the production of the ionization chambers used in the nuclear energetic power stations**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12 p. 427—429

DC: 669.161.18

Roman, L., Gavăț, C. and Tăbăcaru, I.: **The complex recovery of slags from the steel making process**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 430—432

DC: 669.41

Levcovici, D. T. and Carabăț Cornelia: **Research concerning the warranty of high temperature behaviour of the plates used for underpressure tank manufacturing**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 433—435

DC: 65.011.56

Chihaia, Șt., Efstate, D., Hurjui, V. and Dumitriu, I. **The automatization of the welding machine — C.S.G. — Lbr. 2 — pickling line — using the AP101 programmable automate deviee and a statie contactor**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 436—438

DC : 629.1.014

Năstase, L.: **Modern control principles and styles**

Metalurgia 42, (1990), nr. 9—12, 440—444

DC : 662.749.2 : 6o9,162.16

Constantin, N., Geantă, V., Bunea, D. and Șaban, R.: **Analytical and graphie methods for the rapid determination of the blast furnace consumption, when using the different auxiliary fuel**

They paper analyses the influence of the blowing parame1 ters and of the use of different auxiliary types of fuel (natura gas, coal dust, coal tar) on the specific consumption of blast furnace coke, one of the important index of estimating the furnace operation.

They present the calculation relationship for the function which must be optimized, technical coke specific consumption (ktf) with variable carbon content, in the case of using different auxiliary types of fuel.

They draw nommograms by which one can rapidy determine the influence of certain dynamic values of the blowing parameters, by the graphic method.

Metalurgia 42, (1990), nr. 9—12, p. 445—449

DC : 669.162.262 : 666.78

Dobrovici, D., Constantin, N., Soit-Vizante, I., Geantă, V., Hriţac, Mariana and Hriţac, M: **Informations on the use of heavy fusible material when charging the blast furnace with a view to protecting the cupola and hearth coating**

The paper presents the possibilities of protecting the refractory coating of the blast furnace cupola and hearth by the deposition of certain titanium components. These components come from the titanium ores used in the blast furnace charge. The paper presents also the technological limits of the titanium ore additions, as well as the conclusions resulting from the world wide laboratory and experimental researches in the blast furnaces.

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 450—453

DC : 666.74 : 669.018

Florian, E., and Ciucă, S. **Contributions to metallic material refractoriness**

On the basis of the mechanism of forming and increasing of oxide films, on the basis of the experimental or existing results in literature, the paper suggests a single characterization methodology of the metallic material refractoriness able to highlight the main thermodynamic and kinetic characteristics of alloy oxidizing, with regard to the basic metal and to the alloying elements (internal oxidation).

Metalurgia 42, (1990), nr. 9—12, p. 454—462

DC : 669.14.018.219.3

Zamfir, Simona, Dobre, Alexandra and Șaban, R.: **Near resistant plated carbon steels**

The paper presents the experimental results on the welding plating, on a OL37 steel basis, with metal powder welding electrodes made of different binding chrome, manganese, silican composite ferroalloys.

Metalurgia 42, (1990), nr. 9—12, 463—465

DC : 539.374

Dumitrescu, A. T. and Chelu, Gh.: **Hot Ni80Cr20 alloy deformation.**

The paper contains the experimental results coming from the hot torsion trial of samples taken from the Ni80Cr20 superalloy semiproducts under three different states: cast, 60 mm square products, 30 mm round bars.

In order to highlight the evolution of grainsize of this superalloy during heat treatment, the 30 mm bars were treated by heat treatment under the following conditions: 1100°C/30'/ water, 1100°C/5h/water, 1100°C/10h/ water.

On the basis of the results obtained and in the case of this superalloys, the correlation of the values of the σ_m maximum deformation stress with the values of temperature and deformation speed, by means of $\sigma_n = a_m L_n(Z/b_m)$ relation, ensures correlation indexes higher than 0,98.

This drawability highly increases according to the deformation degree of the semiproduct from which samples where taken and according to the increase of the microstructure homogeneity level. The initial grain size of samples was not the main factor of influence on the drawability.

Metalurgia 42, (1990), nr. 9—12, p. 466—471

DC : 669.14.018.8 : 68.1.32

Alexandru, I., Coman, Gh., Baciu, C., Brudaru, O. and Rusu, I: **The correlation between the mechanical properties and the Romanian ferritic stainless steel chemical composition by the computers**

The metallic material design is an important problem for the future of metallurgy.

The correlation between the chemical composition and the ferritic stainless steel strength properties by the computers represents the first step in this direction.

The paper establishes the linear regression relationship between the mechanical characteristics and 8Cr170 steel chemical-composition.

Metalurgia 42 (1990) nr 9—12, p. 472—475

DC : 621.791.1.

Drăgulescu, Doina and Brîndeu, L. **Considerations on the relaxation process of the vibration welded structuers**

Metalurgia 42 (1990) nr. 9—12, p. 476—483

DC : 621.746 01 : 669 018 28

Brabie, V., Ştefănescu, Fl., Neagu, G., Toboc, P. and Bălescu, C. : **Theoretical and practical aspects of cast alloy filtration**

The paper presents several aspects of the refining alloy process by filtration. The authors also present certain experimental data on the process under consideration.

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, 479—483

INHALT

DK: 669

Munteanu, V.: **ICPPAM — 30 Jahre Vorhandensein**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12 p. 425—426

DK: 669.14.018.8

Benea-Enache, Lidia, Grădinaru, Climanta und Sandu, C.: **Erforschungen angesichts der elektrischen Abscheidung des Zinns auf einem rostfreien Stahl, das zwecks der Herstellung der für die energetischen Kernkraftwerke vorgesehenen Ionisationskammern angewandt wird**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 427—429

DK: 669-161.18

Roman, L., Gavăţ, C. und Tăbăcaru, L.: **Komplexe Verwertung der aus dem Herstellungsprozess hervorkommenden Schlacken**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 430—432

DK: 669-41

Levcovici, D. T. und Carabăţ, Cornelia: **Erforschungen angesiehts der Sicherung des Verhaltens bei hohen Temperaturen, der für den Druckkesselbau vorgesehenen Grobblecherzeugung**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 433—435

DK: 65.011.56

Chihaia, Şt., Efstate, D., Hurjui, V. und Dumitriu, I.:**Automatisierung der C.S.G. Lbr. 2 — Schweissmaschine — Beizanlage durch Einsatz eines programmierbaren AP 101 Automats und eines statischen Kontaktgebers**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 436—438

DK: 629.4.014

Năstase, L.: **Grundsätze und moderne Verfahren im Bereich der Prozessteuerung**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 440—444

DK : 662.749.2 : 669 : 162.16

Constantin, N., Geantă, V., Bunea, D. und Şaban R. : **Analytische und graphische Methoden für die schnelle Bestimmung des Koksverbrauchs im Bereich der Hochöfen, im Falle des Einsatzes der verschiedenen Sekundärbrennstoffe**

Die Arbeit analysiert den Einfluss der Blasparameter und des Einsatzes der verschiedenen Sekundärbrennstoffe (Methangas, Kohlenstaub, Steinkohlenteer) auf den spezifischen Koksverbrauch der Hochöfen: eines der wichtigsten Bewertungsfaktoren des Hochofenbetriebs.

Es werden die Berechnungsbeziehungen der Optimierungsfunktion, des spezifischen Verbrauchs von technischen Koks(ktf) mit unkonstanten Kohlenstoffinhalt, im Falle des Einsatzes der verschiedenen Sekundärbrennstoffe dargestellt.

Es werden einige Nomogramme mit deren Hilfe schnell, durch die graphische Methode, der Einfluss einiger dynamischen Werte der Blasparameter auf den Koksverbrauch, dargestellt wird.

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 445—449

DK : 669.162.262 : 666.78

Dobrovici, D., Constantin, N., Şoit-Vizante, I., Geantă, V., Hriţac, Mariana und Hriţac, M.: **Berichterstattungen angesiehts des Einsatzes, bei der Hochofengicht, der schwer schmelzbaren Werkstoffe, mit dem Ziel des Schutzes der Tiegel — und Herdauskleidung**

Die Arbeit git die Schutzmöglichkeiten der feuerfesten Auskleidung des Hochofentiegels-und Herdes, mittels von Abscheidungen von Titanverbindungen wieder die betreffenden Abscheidungen, auf Basis von Titanverbindungen stammen aus Titanerzen die bei der Hochofengicht eingesetzt werden, her. In der vorliegenden Arbeit werden die verfahrhenstechnischen Grenzen der Titanerzzusätze sowie einige weltweit erkannten Laborergebnisse im Bereich des Hochofens dargestellt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 450—453

DK : 666.74 : 669.018

Florian, E., und Ciucă, S. : **Beiträge zur Feuerbeständigkeit der metallischen Werkstoffe**

Ausgehend vom Bildungs- und Entwicklungsmechanismus der Oxydschichten, wird in der vorliegenden Arbeit eine einheitliche Methodologie für die Charakterisierung der Feuerbeständigkeit der metallischen Werkstoffe vorgeschlagen. Sie wird zu den wichtigsten thermodynamischen und kinetischen Eigenschaften der Oxydierung der Legierungen führen, indem auf dem Basismetall und den Legierungselementen (interne Oxydierung) hingewiesen wird.

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 454—462

DK : 669.14.018.291.3

Zamfir, Simona, Dobre, Alexandra und Şaban, R.: **Mit verschleissfeste Werkstoffe zu plattierten Kohlenstoffstah.**

In der Arbeit werden die experimentellen Ergebnisse betreffs der Schweissplattierung, auf Unterlagen aus OL37-Stahl, mit Schweisselektroden aud Metallpulvern aus Ferrolegierungen mit verschiedenen bindemittelgebundenen Chrom-Mangan-Siliziumcompounds dargestellt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 463—465

DK : 539.374

Dumitrescu, A. T. und Chelu, Ch. : **Warmverformbarkeit der Ni80 Cr20-Legierung**

Die Arbeit beinhaltet die experimentelle Versuche die anhand des Warmtorsionversuchs einiger aus Ni80Cr20 Superlegierung hergestellten Halbfertigerzeugnisse, in drei verschiedene Zustände : gegossen, vierkantig mit einer Kante von 60 mm, sowie Rundstäbe von Φ 30 mm.

Für die Hervorhebung der Entwicklungsweise der Kornzusammensetzung der o.g. Superlegierung während der Wärmebehandlung, wurden die Stäbe von Φ 30mm thermisch unter den folgenden Bedingungen : 1100°C/10 h/Wasser, behandelt.

Gemäss den im Falle der o.g. Superlegierung erhaltenen Ergebnissen sichert die Korrelierung der Werte der maximalen Verformungsspannung σ_m zusammen mit denen der Verformungstemperatur und der Verformungsgeschwindigkeit, mittels einer Beziehung $\sigma_m = a_m L_n(Z/b_m)$, einige höher als 0,98 Korrelierungskoeffizienten.

Die betreffende Duktilität wächst gleichzeitig mit dem Verformungsgrad des Halbprodukts aus welchen die Proben entnommen wurden.

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 466—471

DK :669.14.018.8 :681.32

Alexandru, I., Coman, Gh., Baciu, C., Brudaru, O. und Rusu, I. : **Korrellerung der machanischen Eigenschaften mit der chemischen Zusammensetzung der rostfreien ferritischen rumänischen Stähle mittels den elektronischen Rechner**

Die Projektierung der metallischen Werkstoffe ist ein akutes Verfahren für die Metallurgie der Zukunft.

Die Korrelierung der chemischen Zusammensetzung mit den Festigkeitseigenschaften der rostfreien ferritischen Stähle, mit Hilfe des elektronischen Rechners ist eine erste Phase in dieser Richtung.

Die Arbeit bestätigt die linearen Regressionsbeziehungen zwischen den mechanischen Eigenschaften und der chemischen Zusammensetzung des 8Cr170 Stahls.

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 472—475

DK : 621.791.1.

Drăgulescu, Doina und Brîndeu, L. : **Einige Betrachtungen angesichts des Relaxationsprozesses der durch Vibration geschweissten Strukturen**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 476—478

DK : 621.746.01 : 669.018.28

Brabie, V., Ştefănescu, Fl., Neagu, G., Toboc, P. und Bălescu, C. : **Theoretische und praktische Ansichten angesichts der Filtrierung der gegossenen Legierungen**

In der vorliegenden Arbeit wird eine Reihe von Aspekten des Veredelungsverfahrens der Filtrierunglegierungen dargestellt. Es werden ebenfalls einige experimentelle Daten angesichts des analysierten Verfahrens angeführt.

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 479—483

SOMMAIRE

CD: 669

Munteanu, V.: **ICPPAM — 30 années d'existance**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12 p. 425—426

CD: 669.14.018.8

Benea-Enache, Lidia, Grădinaru, Climanta et Sandu, C.: **Recherches concernant l'électrodéposition de l'acier sur un acier inoxydable pour la fabrication des chambres d'ionisation destinées aux centrales nucléaires-énergétiques**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12 p. 427—429

CD: 669.161.18

Roman, L., Gavăț, C. et Tăbăcaru, I.: **La mise en valeur complexe des scories provenant des processus d'élaboration**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 430—432

CD: 669.41

Levcovici, D. T.: **Recherches pour garantir le comportement à hautes températures des tôles épaisses utilisées pour fabriquer les récipients sous pression**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 433—435

CD: 65.011.56

Chihaia, Şt., Efstate, D., Hurjui, V. et Dumitriu, I.: **L'automatisation de la machine à souder — C.S.G. — Lbr. 2 — la ligne à décapage — en utilisant l'appareil automatique programmable AP 101 et un contacteur statique**

Metalurgia 42 (1990) nr. 9—12, p. 436—438

CD : 629.1014

Năstase, L. : **Principes et méthodes modernes de commande**

Metalurgie 42 (1990), nr. 9—12, p. 440—444

CD : 662.7492 : 669.162.16

Constantin, N., Geantă, V., Bunea, D. et Şaban, R. : **Méthodes analytiques et graphiques pour la détermintation rapide de la consommation de coke des hauts fourneaux, dans le cas de l'utilisation de différents combustibles auxiliaires**

Les auteurs analysent l'influence des paramètres de soufflage et de divers combustibles auxiliaires (gaz méthane, charbon pulverisé, goudron de houille) sur la mise au mille de coke dans le haut fourneau.

On présente les relations de calcul pour la fonction d'optimisation, la mise au mille de coke technique (ktf) à teneur variable de charbon, dans le cas de l'utilisation de différents combustibles auxiliaires.

On dresse les nomogrammes à l'aide desquelles on peut déterminer rapidement, par la méthode graphique, l'influence de certains sets dynamiques de valeurs des paramètres de soufflage sur la consommation de coke.

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12 p. 445—449

CD : 669.162.262 : 666.78

Dobrovici, D., Constantin, N., Soit-Vizante, I., Geantă, V., Hriţac, Mariana et Hriţac, M. : **Informations concernant l'utilisation des matières à haute point de fusion dans la charge du haut fourneau afin de proteger le revêtement du creuset et de la sole**

L'article présente les possibilités de protection du revêtement réfractaire du creuset et de la sole du haut fourneau, par la déposition de certains composants du titane. Ces dépositions proviennent des minerais titanifères utilisés dans la charge du haut fourneau.

On présente également les limites technologiques des additions de minerais titanifères, les conclusions tirées des recherches en laboratoire et des expériments effectués dans le monde entier.

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12 p. 450—453

CD : 666.74 : 669.018

Florian, E., Ciucă, S. et Saban, R: **Contributions à l'étude de la réfractarité des matériaux métalliques**

A partir du mécanisme de la formation et de l'augmentation des pélicules d'oxydes, tenant compte des résultats expérimentaux propres, ou des données existentes dans la littérature de specialité, l'article propose une méthodologie unitaire pour caractériser la réfractarité des matériaux métalliques qui mette en évidence les principales caractéristiques thermodynamiques et cinétiques de l'oxydation des alliages en ce qui concerne le metal de base de même que les éléments d'alliage (oxydation interne).

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12 p. 454—462

CD : 669.14.018.2913

Zamfir, Simona, Dobre, Alexandra et Şaban, R.: **Aciers au carbone plaqués en matériaux résistants à l'usure**

L'article présente les résultats expérimentaux concernant le placage par soudure, sur un support en acier OL 37, à l'aide des électrodes de soudure fabriqués en poudres métalliques de ferro-alliages à teneur différente en chrome, manganèse, silicium, liés à liant.

Metalurgia 42 (1990), nr. 9 p. 463—465

CD : 539.374

Dumitrescu, A. T. et Chelu, Gh.: **La déformabilité à chaud de l'alliage Ni80Cr20**

L'article présente les résultats expérimentaux obtenus à la suite de l'essai de torsion à chaud de certaines eprouvettes prélevées de demi-produits fabriqués en superalliage Ni80Cr20 en trois états différents : coulé, carré à côté de 60 mm, barre ronde Φ 30 mm.

Afin de metre en évidence l'évolution de la granulation de ce superalliage au cours du traitement thermique, les barres Φ 30 mm ont été soumises au traitement thermique dans les conditions suivantes : 1100 °C/30'/de l'eau, 1100°C/5h/de l'eau, 1100°C/10h/de l'eau.

Conformément aux resultats obtenus pour cet alliage, la corrélation entre les valeurs des tensions maximales de déformation, m, et celles de la température et de la vitesse de déformation par l'intermediaire d'une relation ayant la forme $\sigma_m = a_m L_m$ (Z/bm) assure des coefficients de corrélation supérieures à 0,98.

Cette ductilité augmente en fonction du degré de déformation du demi-produit dont on a prelevés les eprouvettes et en fonction de l'augmentation du niveau de homogeinité de la microstructure ; on a constaté que la granulation initiale des eprouvettes n'est pas le facteur principale qui influence la ductilité.

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12 p. 466—471

CD : 669.14.018.8 : 681.32

Alexandru, I., Baciu, C., Coman, Gh., Brudaru, O. et Rusu, I.: **Corrélation entre les propriétés mécaniques et la composition chimique des aciers inoxydables ferritiques roumains, établie à l'aide de l'ordinateur électronique**

La projection des matériaux métalliques s'impose nettement dans la métallurgie de l'avenir.

La corrélation entre la composition chimique et les propriétés de résistance des aciers inoxydables ferritiques, établie à l'aide de l'ordinateur électronique, constitue une première étape en cette direction.

L'article présente les relations de régression linéaire entre les caractéristiques mécaniques et la composition chimique de l'acier 8C 170.

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12 p. 472—475

CD : 621.791 1

Drăgulescu, Doina et Brîndeu, L.: **Considérations sur le processus de relaxation des structures soudées par vibration**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 476—478

CD : 621.746.01 : 669.018.28

Brabie, V., Ştefănescu, Fl., Neagu, G., Tobac, P. et Bălescu, C.: **Aspects théoriques et pratiques concernant le filtrage des alliages coulés**

L'article présente des aspects concernant le processus d'affinage des alliages par filtrage. On présente également certaines données expérimentales concernant le processus analysé.

Metalurgia 42 (1990), n . 9

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669

Мунтеану, В.: **ИЧИНАМ — 30 лет существования**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12 p. 425—426

ДК: 669.14.018.8

Бенеа — Енаке Лидия, Грэдинару, Климанта и Санду, К.: **Исследования электроосаждения олова на нержавеющую сталь для производства ионизационной камеры, предназначенные ядерно-энергетическим станциям**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12 p. 427—429

ДК: 669.161.18

Роман, Л., Гавэц, К. и Тэбэкару, И.: **Комплексное использование шлаков от процесса выплавки**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12 p. 430—432

ДК: 669.41

Левкович, Д. Т.: и Карабэц, Корнелия: **Исследования по обеспечению поведения при высоких температурах толстолистовой стали, предназначенной котлам высокого давления**

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12, p. 436—438

ДК: 65.011.56

Кихая, Ш., Ефстате, Д., Хуржуй, В. и Думитриу, И.:

Автоматизация сварочной машины — МКГ — Лаб. 2-линия травления-используя программный автомат АР 101 и статический контактор

Metalurgia 42 (1990) nr. 9—12 p. 440—444

ДК: 629.1.014

Нэстасе, Л.: **Принципы и современные стили управления**

Metalurgia 42 (1990) nr. 9—12, p. 440—444

ДК: 662.749.2: 669.162.16

Константин, Н., Джеантэ, В., Бунеа, Д. и Шабан, К.:

Аналитические и графические методы скоростного определения расхода кокса доменных печей при использовании различных вспомогательных топлив

Работа анализирует влияние параметров продувки и использования различных вспомогательных топлив (природный газ, угольная пыль, каменноугольный пек) на удельный расход кокса доменных печей, один из основных показателей оценки их работы.

Представлены зависимости расчета для функции, которую необходимо оптимизировать, удельный расход технического кокса (кгс) с переменным содержанием углерода при использовании различных вспомогательных топлив.

Построены номограммы с помощью которых можно скоро определить графическим методом влияние некоорых динамических величин параметров продувки на расход кокса.

Metalurgia 42 (1990) nr. 9—12, p. 445—449

ДК: 669.14.018.8.:681.32

Александру, И., Коман, Г., Бачю, К., Брудару, О. и Русу, И.: **Корреляция ЭВМ механических свойств с химическими составами румынских ферритных нержавеющих сталей**

Проектирование металлических материалов является важным в будущее металлургии.

Корреляция химического состава со свойствами сопротивления ферритных нержавеющих сталей с помощью ЭВМ являются первым шагом в этом направлении.

Работа определяет отношения линейной регрессии между механическими характеристиками и химическим составом стали 8Cr170.

Metalurgia 42 (1990) nr 9—12 p. 472—475

ДК: 621.791.1

Дрэгулеску, Дойна и Брындеу, Л.: **Соображения относительно процесса релаксации сварных структур вибрацией**

ДК :621.747.01:669.18.28

Брабие, В., Штефэнеску, Ф., Неагу, Г., Тобок, П. П. и Бэлеску, К.: **Теоретические и практические аспекты по фильтрированию литых сплавов**

В работе представлены ряд аспектов относительно способа рафинирования сплавов фильтрированием, а также некоторые экспериментальные данные по анализируемому способу. »

Metalurgia (42) (1990) nr. 9—12, 476—478

ДК: 669.162.26 :666.78

Добровичь, Д., Константин, Н. Шойт-Византе, И., Джеантэ, В., Хрицак, Марияна и Хрицак, М.:

Сведения по применению в садке доменной печи тугоплавких материалов для защищения футеровки тигеля и лещади

Представлены возможности защищения огнеупорной футеровки тигеля и лещади от осаждений соединений титана. Они происходят из титаносодержащих руд, используемые в садке доменной печи. В работе представлены технологические пределы добавок титаносодержащих руд, выводы лабораторных и опытных исследований, проводимых на мировом уровне относительно доменных печей.

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12 p. 450—453

ДК: 666.74: 669.018

Флориян, Е., и Чюкэ, С.: **Вклад при стадии огнеупорности металлических материалов**

Исходя от механизма образования и роста оксидных пленок, на основе собственных экспериментальных результатов или существующих в литературе, в работе предложена единая методология характеризования огнеупорности металлических материалов, выявляющие основные термохимические и кинетические характеристики окисления сплавов, как в отношении основного металла, так и легирующих элементов (внутренее окисление).

Metalurgia 42 (1990), nr. 9—12 p. 454—462

ДК: 669.14.018.291.3

Замфир, Симона, Добре, Александра и Шабан, Р.:

Углеродистые стали плакированные износостойкими материалами

В работе представлены экспериментальные результаты относительно плакирования сваркой на суппорте из стали ОЛ37, со сварочными электродами из металлических порошков из ферросплавов с различными составами хрома, магния, кремния, связанные вяжущим веществом.

Metalurgia 42 1990 nr. 9—12 p. 463—465

ДК: 539.374

Думитреску, А. и Келу, Г.: **Горячая деформируемость сплава**

В работе представлены полученные экспериментальные результаты в следствии испытании горячего закручивания проб, извлеченных из заготовок сверхсплава Ni80Cr20 в трех различных состояниях: отлитый, квадратный со стороной 60 мм, круглый пруток ∅ 30 мм.

Для выявления вида развития зернистости этого сверхсплава при термообработке, прутки ∅ 30 мм были обработаны термически в следующих условиях: 1100°2/30'/вода 1100°C/5ч/вода, 1100°C/10ч/вода.

Согласно полученным результатам и при этом сверхсплаве, корреляция значений максимального напряжения деформации σ_m со значениями температуры и скорости деформации посредством отношения формы $\sigma_m = a_m Ln(Z/b_m)$обеспечивает коэффициенты корреляции более 0,98.

Способность к вытяжке сильно растет одновременно со степенью деформации заготовки из которой взяты пробы и одновременно с ростом уровня однородности микроструктуры; исходная зернистость проб не является основным фактором влияния на способность к вытяжке.

Metalurgia 42 (1990) nr. 9—12, p. 466—471

BUCHAREST – ROMANIA, 21–25, D.I. MENDELEEV,
TEL.: 59.68.25; TELEX: 11515 mdtal r

Heavy plates, shipbuilding and boiler qualities included ;
Cold rolled steel sheets and coils ; Hot rolled steel coils ;
Galvanized sheets and coils ; Stainless steel sheets ;
Dynamo sheets ; Reinforcing steel bars and wire
rods ; Hot rolled merchant bars ; Channels,
joists ; Bright steel bars ; Cold formed
profiles ; Seamless steel pipes ;

S.A. METALEXPORTIMPORT

Line pipe, casing and tubing ;
Black and galvanized welded tubes ;
Steel drawn wire ; Welding electrodes ;
Nails ; Metallic cord ; Industrial chains ; Steel
wire ropes ; Aluminium ingots and continuous
cast wire rods, aluminium sheets and coils, strips,
profiles, slugs, circles etc.

A Happy New Year 1991

METALURGIA 9-12
ORGAN AL DEPARTAMENTULUI INDUSTRIEI METALURGICE 1990

Dr. ing. V. Munteanu
Directorul Institutului de Cercetări și Proiectări de Fabricație pentru Produse Plate și Acoperiri Metalice Galați

ICPPAM — 30 de ani de existență

CZ: 669

În toamna anului 1960, într-o atmosferă de entuziasm și optimism adusă de cei 175 proaspăt absolvenți ai institutelor de învățământ superior, în cazarma marinei din Galați, într-un splendid decor oferit de confluența Siretului cu bătrînul Danubius, a luat ființă primul nucleu al tehnicii și concepției pentru metalurgie din această zonă a țării, eveniment provocat de perspectiva construirii gigantului siderurgic gălățean.

Filiala IPROMET de atunci a crescut ca importanță, prestigiu și capacitate, devenind — în 1970 — Centrul de Proiectări și Cercetări Metalurgice, iar în 1974, Institutul de Cercetări și Proiectări de Fabricație pentru Produse Plate și Acoperiri Metalice — ICPPAM Galați.

Obiectivul inițial al activității colectivelor de cercetători și proiectanți a fost Combinatul Siderurgic Galați pentru care, în calitate de proiectant general sau ca proiectant de specialitate, s-au realizat : estacada de benzi pentru transportul materiilor prime, fabrica de aglomerare, secțiile de sinterizare a dolomitei, linia de zincare prin imersie a benzilor laminate la rece, instalațiile de turnare continuă a oțelului în sleburi, instalațiile de turnare continuă a oțelului în blumuri, secția de fabricație a lagărelor pentru cilindri de laminor, instalații termoenergetice, hidrotehnice și electroenergetice, centrul de calcul, modernizări, tehnologii de întreținere și reparații capitale pentru utilaje și instalații din uzinele cocsochimice, furnale-aglomerare, oțelării, laminoare.

Cercetarea științifică, de asemenea, a fost orientată în sensul corectării, adaptării, înnoirii tehnologiilor de fabricație din C.S.G., cele mai bune rezultate obținîndu-se prin lucrările de elaborare a tehnologiilor pentru fabricația oțelurilor de ambutisare adîncă și extraadîncă, oțelurilor pentru recipiente sub presiune, oțelurilor pentru construcții navale, aerospațiale, podurilor și platformelor de foraj maritim, oțelurilor pentru industria electrotehnică etc., prin lucrările de îmbunătățire a tehnologiilor în scopul reducerii consumurilor de metal, materii prime, materiale, energie și prin lucrările de implementare de noi tehnologii : desulfurarea fontei în afara furnalului, tratarea oțelului în oala de turnare prin imersia tubului cu miez de SiCa, turnarea continuă a oțelului semicalmat, solidificarea firului turnat continuu în cîmp electromagnetic, conducerea automată a proceselor de reîncălzire și tratament termic, laminarea controlată a tablelor groase din oțeluri carbon și slab aliate, recondiționarea suprafeței de lucru a cilindrilor de laminare etc.

Experiența obținută de specialiștii din ICPPAM în rezolvarea celor mai grele și diverse probleme ridicate în fața combinatului siderurgic de rigorile economiei centralizate a atras mereu noi beneficiari, dintre care cei mai de seamă sînt :

— C. S. Călărași (instalații de turnare continuă a oțelului în blumuri, tehnologii de întreținere și reparații utilaje, cercetări privind îmbunătățirea fabricației cocsului, solidificarea blumurilor turnate continuu în cîmp electromagnetic) ;

— I.L.T. Galați (Secția de laminare la rece a tablelor din oțeluri inoxidabile și refractare, modernizarea laminorului nr. 2, secția de fabricație a profilurilor îndoite, instalațiile de zincare electrolitică a benzilor laminate la rece, instalații de cositorire prin imersie a tablelor și benzilor, tehnologii de acoperire prin imersie și electrolitice cu diverse metale și aliaje) ;

— I.C.M. Tecuci (instalația de zincare a profilurilor prin imersie) ;

— ICEM București (întreprinderea de microproducție a barelor și țevilor din oțeluri și aliaje greu deformabile) ;

— I. C. Nădrag (turnătoria de piese de oțel, secția de table plumbuite) ;

— I. L. Brăila (reconstrucţia laminorului nr. 2 şi a celui de profiluri speciale).

Un domeniu mai nou de preocupare este cel al acoperirilor metalice. Colectivul interdisciplinar cercetare-proiectare-microproducţie a realizat şi livrat produse acoperite prin metode clasice (benzi din oţel acoperite termic sau electrochimic cu Zn, Al, aliaj ZnAl, aliaj SnPb, Cu, alame, Ni, Cr etc.), dar şi produse unicat obţinute prin metode moderne (cadmierea în vid a incintelor de Al pentru camerele de ionizare, cositorirea oţelului inoxidabil pentru turnarea aderentă a plumbului, ambele cu utilizare la centralele nucleare).

Secţia de microproducţie a benzilor laminate la rece, deşi prelucrează numai oţeluri cu conţinut scăzut de carbon, a reuşit un înalt grad de finisare a produselor (produce, în premieră naţională, benzi cu grosimea de 0,07 mm), care acum sînt intens solicitate pentru fabricaţia de inele de rulmenţi, radiatoare auto, carcase de semiconductori, elemente de frînă şi etanşare, aparatură de telecomunicaţii, chedere auto, socluri de lămpi cu incandescenţă, coliere pentru construcţii aerospaţiale etc.

În decursul celor trei decenii ICPPAM şi-a îmbogăţit şi diversificat obiectul activităţii care, astăzi, cuprinde :

— cercetare aplicată în domeniile : fabricaţia cocsului, fontei, oţelului, semifabricatelor turnate continuu şi a laminatelor, acoperiri metalice, creşterea scoaterii de metal, reducerea consumurilor (energie, materii prime, materiale), perfecţionarea tehnologiilor clasice şi modernizarea lor, implementarea de procedee neconvenţionale, utilizarea raţională a oţelurilor, produse plate cu proprietăţi şi caracteristici superioare sau specifice, creşterea fiabilităţii şi anduranţei în exploatare a utilajelor ;

— inginerie tehnologică pentru produse plate, acoperiri metalice, utilaje, alimentări şi acţionări electrice, automatizări, instalaţii, acţionări hidropneumatice ;

— proiectare pentru cuptoare siderurgice, plan general, construcţii, arhitectură ;

— proiectarea pieselor de schimb ;

— analize economice şi marketing ;

— microproducţie de benzi fine şi extrafine, din oţel carbon laminat la rece şi de benzi acoperite termic sau electrochimic.

Capacitatea de adaptabilitate dovedită de-a lungul anilor este reconfirmată de angajaţii ICPPAM, acum cînd se produc profunde mutaţii calitative în economia naţională, în special privind modernizarea şi retehnologizarea fluxurilor de fabricaţie din uzinele metalurgice.

Se află în derulare programele proprii de acumulare a celor mai recente informaţii tehnice în domeniile de lucru, de dezvoltare a tehnicii de calcul în activitatea de cercetare şi proiectare, de dezvoltare a sectorului de microproducţie în domeniul acoperirilor metalice, de atragere a noi parteneri — interni sau din străinătate — în sfera relaţiilor comerciale, de cooperare cu firme care au preocupări similare, în dorinţa realizării unor acţiuni comune, programe iniţiate pentru ca, în scurt timp, să permită relaţii comerciale de pe principiile economiei de piaţă cu vechii sau viitorii parteneri.

Obiectivul final al acestor schimbări în profunzimea activităţii Institutului este acela de a oferi beneficiarilor documentaţiile tehnice pentru modernizarea instalaţiilor şi tehnologiilor şi rentabilizarea activităţilor proprii.

REVISTA REVISTELOR

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 4, 1990

Utilizarea metodelor de control de mecanica ruperii, în vederea evaluării rezistenţei la extinderea fisurii fontei de turnătorie feritice cu grafit nodular, p. 100 — Influenţa structurii şi temperaturii asupra comportării la rupere a fontei de turnătorie cu grafit lamelar şi nodular, p. 105 — Rezistenţa la extinderea fisurii fontei de turnătorie aliate cu grafit lamelar, la solicitare statică şi oscilantă, p. 108 — Caracterizarea proprietăţilor prin mecanica ruperii, a unei fonte de turnătorie cu grafit nodular utilizate ca rolă de transportor, p. 112 — Aprecierea prin mecanica ruperii a rezistenţei la extinderea fisurii, în funcţie de structură, a fontei de turnătorie feri ice cu morfologia grafitului vermiculară şi globulară la solicitare statică şi ciclică, p. 115.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 5, 1990

Din istoricul uzinei metalurgice „Keulahütte Krauschwitz", p. 131 — Noi posibilităţi tehnologice şi metalurgice în domeniul topirii fontei de turnătorie, p. 136 — Confecţionarea formelor prin compresiunea prin impuls şi concluziile asupra economiei de materiale de formare în domeniul fabricării pieselor turnate din fontă cenuşie şi fontă cu grafit nodular, p. 142 — Construcţia şi principiile de funcţionarea automatelor de formare prin impuls de aer FYI 501 „GISAMULT",ca o componentă de bază a instalaţiei de formare „MULTOMATIC 501", p. 146 — Aspecte tehnice ale unor instalaţii pentru prepararea materialelor de formare executate cu formă de turn, p. 148 — Procesul de tratament şi turnare privind fabricarea pieselor turnate din fontă ca grafit nodular cu ajutorul instalaţiei de formare prin impuls de aer „MULTOMATIC 501", p. 150 — Consideraţii ştiinţifice privind activitatea în etapa de pregătire a investiţiilor pentru o turnătorie, p. 154 — Modelarea procesului de topire în cubilou sub aspectul utilizării şi controlului privind aptitudinile sorturilor de cocs metalurgic nou dezvoltate. Partea 1 : Obiectivele şi prezentarea modelului, p. 156.

Chim. Lidia Benea-Enache,
ing. Climanta Grădinaru și ing. C. Sandu
ICPPAM Galați

Cercetări privind electrodepunerea staniului pe oțel inoxidabil, pentru fabricația camerelor de ionizare, destinate centralelor nuclearo-energetice

CZ: 669.14.018.8

Rezultate experimentale

Experimentări de laborator

Experimentările de laborator pentru stabilirea tehnologiei de stanare a oțelului inoxidabil tip W.I. 4306 (304L) s-au realizat pe probe de dimensiuni $2 \times 50 \times 100$ mm.

Etapele tehnologiei de lucru, în condițiile în care s-au obținut rezultatele optime, sînt prezentate în figura 1.

Pregătirea suprafeței suportului

Pentru pregătirea suprafeței din oțel inoxidabil s-au experimentat mai multe soluții. Cele mai bune rezultate s-au obținut prin: degresare cu amestec benzen-acetonă, la temperatura mediului ambiant; spălare în alcool, la temperatura mediului ambiant; decapare în amestec de acizi (azotic, fluorhidric), la temperatura de 50—60°C; spălare în amestec alcool-apă, acidulat cu acid sulfuric.

Stanarea

Pentru stabilirea tehnologiei de stanare s-au experimentat următoarele variante:
stanare chimică; stanare electrochimică; stanare electrochimică, urmată de depunerea electrochimică a aliajului plumb-staniu și stanarea electrochimică, urmată de depunerea electrochimică a plumbului.

Dintre variantele experimentale s-a ales varianta de stanare electrochimică, deoarece stanarea chimică nu a dat rezultate corespunzătoare decît la compozițiile pe bază de cloruri (care nu sînt în concordanță cu normele canadiene) și stanarea electrochimică urmată de depunerea aliajului plumb-staniu.

Experimentările de laborator au permis obținerea unor straturi de staniu cu grosimi de la 10 pînă la 500 μm.

Aderența staniului la suprafața din oțel inoxidabil a fost verificată și prin analiza microscopică (fig. 2).

S-a observat că plumbul aderă la staniul depus pe oțelul inoxidabil chiar de la grosimi ale stratului de staniu de 10 μm, în condițiile în care au fost eliminate posibilitățile de oxidare a plumbului.

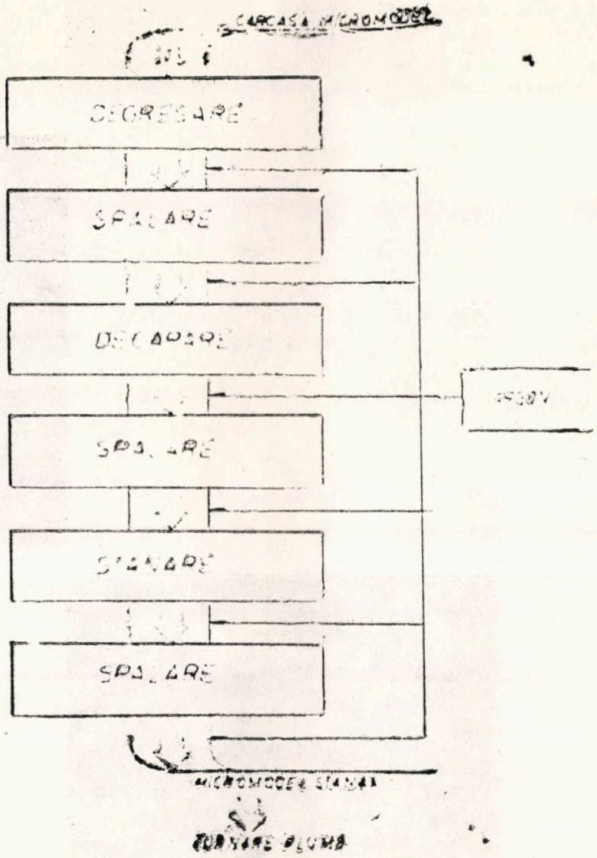


Fig. 1. Fluxul tehnologic pentru stanarea micromodelelor

Experimentări de laborator pentru elaborarea etaloanelor de control cu ultrasunete

În vederea întocmirii instrucțiunilor de control ultrasonic al carcaselor camerelor de ionizare după stanarea și turnarea plumbului (atît pe micromode, cît și la scara 1 : 1), în laborator s-au desfășurat experimentări pentru obținerea etaloanelor necesare.

S-au utilizat probe din oțel inoxidabil 304L, de dimensiuni: $2 \times 50 \times 100$ și $10 \times 50 \times 100$ mm, curbate și plane.

În figurile 3 și 4 se prezintă semifabricatele din oțel inoxidabil stanate și acoperite cu plumb aderent, care pot fi folosite la executarea unor etaloane necesare controlului, pe carcasa camerei de ionizare.

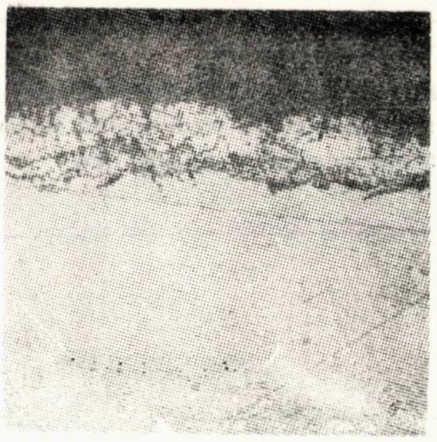


Fig. 2. Zona de aderenţă a stratului de staniu depus electrochimic; X100

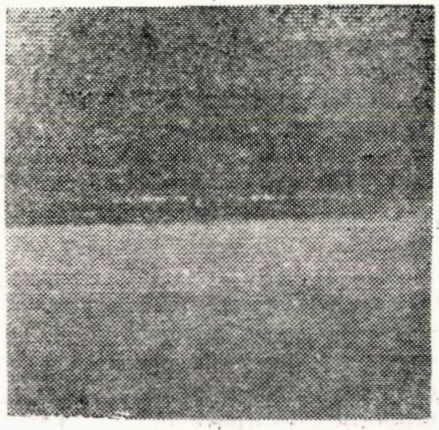


Fig. 3. Semifabricatul pentru etalon plan; X2

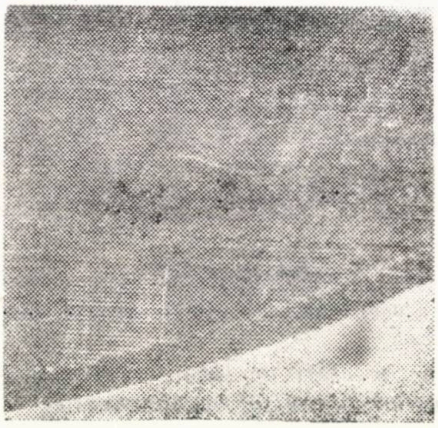


Fig. 4. Semifabricatul pentru etalon curbat; X2

Experimentări pe standul pilot pentru stanarea micromodelului carcaselor

Conform fluxului tehnologic rezultat în urma experimentărilor de laborator s-a realizat, prin autodotare, instalaţia pilot de stanare a micromodelelor (fig. 5 şi 6).

Stanarea electrochimică s-a realizat cu anod solubil. Pentru mărirea suprafeţei anodului, acesta s-a prelucrat în formă specială conform figurii 7.

Conform tehnologiei au fost stanate cinci micromodele, care au fost testate din punctul de vedere al grosimii startului şi aderenţei.

Rezultatele obţinute sînt prezentate în tabelul 1. S-au apreciat cu *C* micromodelele corespunzătoare la testul de aderenţă prin şoc termic (fără exfoliere).

Concluzii

Lucrarea descrie: experimentările de laborator pentru identificarea soluţiei şi parametrilor optimi pentru stanarea suprafeţelor din oţel inoxidabil tip W.1.4306; experimentările de laborator pentru elaborarea etaloanelor de control ultrasonic; experimentările pe standul pilot, construit în acest scop, pentru stanarea micromodelului carcaselor.

Tabelul 1

Rezultatele stanării micromodelelor

Codul micromodelului	Grosimea stratului de staniu, μm	Uniformitatea grosimii, μm			Aderența conform STAS 7293-81 la șoc termic
		capac	pereți	fund	
1	132	136	115	146	C
2	350	—	—	—	C
3	100	—	—	—	C
4	500	—	—	—	C
5	50	—	—	—	C

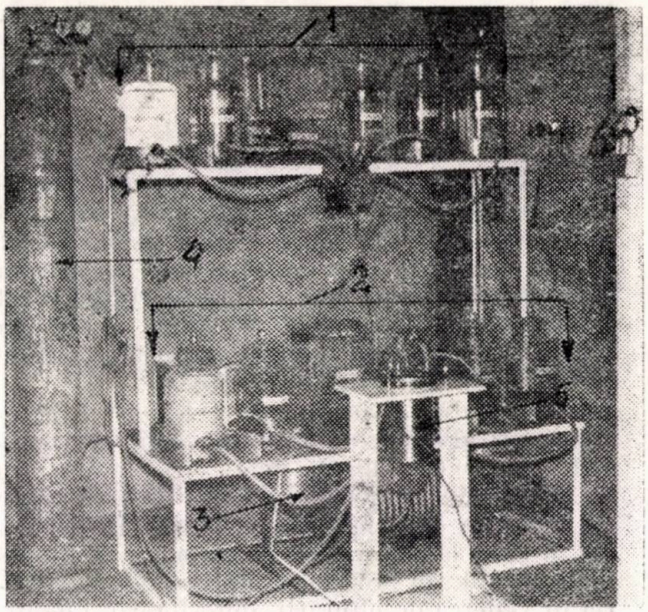


Fig. 5. Standul de stanare a micromodelelor camerelor de ionizare : *1* — grupul de alimentare cu soluții pentru proces ; *2* — grupul de evacuare a soluțiilor de proces ; *3* — grupul de vid ; *4* — butelie de argon ; *5* — stand micromodel cu anod solubil

Aderența stratului de staniu la suprafața din oțel inoxidabil a fost verificată prin două metode, și anume : îndoire la 180°, fără dorn ; încălzire la 150°, timp de 1 h și răcire bruscă în apă.

Aderența plumbului la staniul depus a fost verificată prin imersia eșantioanelor stanate cu diferite grosimi, în plumb topit, răcire în apă și îndoire la 180°.

BIBLIOGRAFIE

[1] Lowenhein, F. A. : *Modern Electroplating*, Ed. III-a, 1974.

[2] Onciu, L., Grünwald, E. : *Galvanotehnica*, București, Ed. șt. și enciclopedică, 1980.

[3] Colectiv ICPPAM : Electrolit acid de stanare. Brevet nr. 93.907.

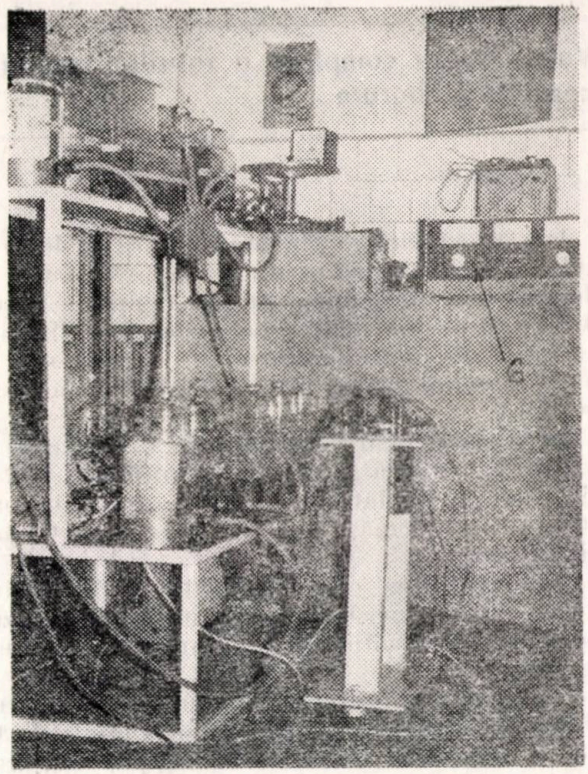


Fig. 6. Standul de stanare a micromodelelor camerelor de ionizare : *6* — grupul de alimentare electrică, pentru stanarea electrochimică

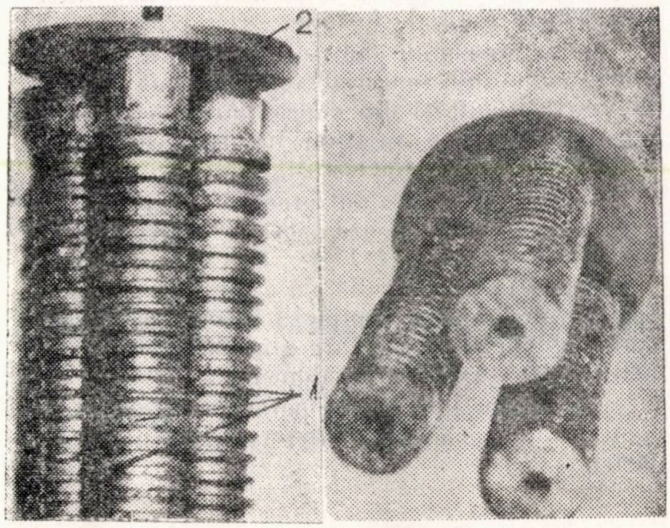


Fig. 7. Anodul solubil din staniu, pentru stanarea micromodelului : *1* — anozi de staniu ; *2* — placă izolatoare

Valorificarea complexă a zgurilor rezultate din procesul de elaborare

Ing. L. Roman, ing. C. Gavăț
și sing. I. Tăbăcaru
ICPPAM Galați

CZ: 669.161.18

Din procesele de elaborare a oțelurilor rezultă cantități însemnate de zgură, care se depozitează în halde, acestea ocupînd spații din ce în ce mai mari, spații sustrase din circuitul economic. Se apreciază faptul că, la nivel mondial, anual rezultă cantități de peste 80 mil t.

Dacă valorificarea zgurilor de furnal este o problemă rezolvată, zgurile de oțelărie, datorită unor particularități pe care le prezintă, constituie o problemă deosebită. Aceste particularități sînt:

— viscozitatea mare și tendința de răcire foarte rapidă, negăsindu-se, din această cauză, posibilitățile practice de a fi granulate sau trase în fire;

— din cauza prezenței în zgură a unor cantități de oțel sub formă de granule (scoarțe de pe oale, alte resturi tehnologice) concasarea zgurii este posibilă numai după separarea acestora (deferizare);

— valorificarea zgurilor de oțelărie în secțiile de aglomerare sau în oțelăriile cu convertizoare este limitată la ~ 40% din cantitățile disponibile, ca urmare a prezenței unor cantități relativ mari de fosfor;

— utilizarea unor cantități de zgură ca componente ale unor materiale de construcții creează mari dificultăți din cauza caracteristicii de creștere în volum, în timp, în urma hidratării compușilor liberi CaO și MgO.

În ultimii 15 ani s-au intensificat cercetările care vizează valorificarea acestor zguri. Astfel, în țări ca Japonia, S.U.A., U.R.S.S., R.F.G., Franța, Canada și Italia s-a ajuns la recuperarea și valorificarea complexă integrală a acestora. Zgurile după sortare granulometrică sînt utilizate în următoarele domenii:

— deșeurile metalice separate magnetic din zgură — materie primă (fier vechi) pentru oțelării;

— zgură granulată — recirculată în procesele de aglomerare a minereurilor și în încărcătura metalică a convertizoarelor și a altor agregate de elaborare;

— lucrări de construcții: material de umplutură la amenajarea unor terenuri, taluzări; pat de bază la construcții de șosele și drumuri, component în îrvelișul bituminos al șoselelor antiderapante etc.;

— în agricultură: amendamente calcaroase.

Desigur că, din aceleași considerente, și în siderurgia românească s-au pus aceleași probleme privind valorificarea zgurilor. ICPPAM a întreprins o serie de cercetări și a realizat experimentări în mai multe etape, în vederea valorificării zgurilor din halda proprie, în fluxul aglomerare — furnale — oțelării, în vederea recuperării elementelor utile: mangan, oxid de calciu și oxid de magneziu (tab. 1).

Cunoscîndu-se compoziția chimică a acestor zguri după granulare, precum și conținuturile relativ ridicate de P și S, s-a pus încă de la început problema limitării participației de zgură în rețelele de aglomerare. În contextul în care, în viitor, la C.S. Galați se va implementa unul din procedeele de pretratare a fontei în vederea desulfurării, defosforării și desilicierii acesteia, participația zgurii recuperate în aglomerat va putea crește.

De reținut este faptul că și în încărcătura metalică se impune limitarea adaosului de zgură solidă (granulată), atît din cauza răcirii puternice, cît și a tendinței de spumare, mai puțin din cauza conținutului ridicat de fosfor.

Experimentări industriale

Pe baza datelor existente în publicațiile de specialitate asupra eficienței procedeului, s-a trecut direct la realizarea unor experimentări paralele, de valorificare a zgurii granulate, atît în procesul de aglomerare, cît și în cel de elaborare în convertizoare.

Tabelul 1

Compoziția chimică a zgurilor studiate

Zgura	Compoziția chimică, %							
	Fe	Mn	CaO	SiO_2	MgO	Al_2O_3	P	S
Feroasă	17,05— 21,07	3,12— 4,57	44,10— 48,30	13,27— 15,92—	3,03— 5,10	1,25— 2,25	0,60— 0,70	0,06 0,07
Deferizată	14,17— 19,55	3,00— 4,42	46,51— 49,20	13,21— 15,29	1,50— 2,25	4,10— 4,56	0,60 0,70	0,06 0,07

Obs.: $\%H_2O = 1,3 - 3,1$

Din analizele de laborator, din punct de vedere mineralogic, s-a dovedit că zgura de convertizor, prelevată din haldă, conține oxizi bazici — CaO, MgO și MnO — în silicați de soluție solidă de forma 2 CaO.MgO.2SiO_2 și 2CaO.Al_2O_3.SiO_2, compuși de calciu și fier, ca de exemplu : (Ca.Fe.Nn)2CaO.Fe_2O_3 și Ca și Mg liber (tab. 2).

Tabelul 2

Determinările de granulometrie efectuate în laborator

Sortul	Compoziția granulometrică, %, medie	
	10 mm	10 mm
Clasa 0—10 mm	22,8	77,2
Clasa 10—50 mm	85,3	14,7

Fracția mai mare de 10 mm, care are clasa granulometrică 0—10 mm, deranjează procesul de aglomerare, iar cea mai mică de 10 mm, în clasa granulometrică 10—50 mm, creează probleme la oțelărie din cauza exhaustării la hota convertizorului.

Capacitatea de prelucrare actuală a IVZ este de 400 000 t/an, din care : deșeuri metalice separate magnetic (scoarțe) 20 000 t/an ; zgură granulată clasa 0—10 mm, 230 000 t/an ; zgură granulată 10—50 mm, 150 000 t/an.

Fluxul de aglomerare

Stabilirea cotei maxime de zgură granulată clasa 0—10 mm, care poate participa la fabricarea aglomeratului, s-a făcut pe baza cantității maxime de fosfor care poate fi trimisă în fonta de afinare de max. 1,2 kg P/t fontă. Atît calculele, cît și experimentările au dovedit că participația maximă de zgură în aglomerat este de 48,3 kg/t, adică de 62,8 kg zgură gr/t fontă.

Pe parcursul experimentărilor, care s-au desfășurat într-o perioadă de șase luni, s-au valorificat la fabricile de aglomerare din C.S.G. aproape 8 700 t zgură granulată, recuperîndu-se în acest mod 15 500 t Fe, echivalentul a 31 000 t minereu de fier și 3 578 t Mn, adică echivalentul a 18 000 t minereu de mangan. În același timp, prin recuperarea a 44 000 t oxizi de Ca și Mg s-a economisit o cantitate de 83 000 t calcar.

Probele da laborator care au urmărit în paralel calitatea aglomeratului fabricat, cu și fără zgură granulată, au indicat că introducerea zgurii în rețeta de omogenizare pentru aglomerare nu are nici o influență negativă.

În ceea ce privește utilizarea acestui aglomerat în încărcătura furnalelor s-a dovedit că se reduce consumul de cocs cu ~ 1 kg/t, lucru deosebit de important, dar și la o ușoară creștere a conținutului de fosfor în fontă.

În urma cercetărilor s-au definitivat instrucțiunile tehnologice de utilizare a zgurilor pe fluxul fabricilor de aglomerare și s-au stabilit și două variante de transport cu vagoane c.f. a zgurii pe ruta IVZ — depozitele de aglomerare nr. 1 și 2.

Din calcule a rezultat că pentru fabricația a 4,5 mil. t aglomerat se pot utiliza 215000 t zgură granulată 0 — 10 mm.

Fluxul în oțelării

La C.S. Galați, pentru elaborarea oțelului în convertizoare, consumul specific de var este foarte mare în raport cu consumurile care se realizează în celelalte țări, respectiv 70—100 kg/t oțel față de 35—50 kg/t. Această situație se datorește calității acestuia (conținut de CaO + MgO 75—90%, proporție relativ ridicată de praf).

Se impune înlăturarea, din varul utilizat, a fracției de 0—10 mm pentru evitarea dificultăților provocate de exhaustarea acestuia la hota convertizorului, cu toate că acesta, din punct de vedere calitativ, este mai reactiv ca urmare a conținutului ridicat de CaO.

Pentru a crește gradul de asimilare a varului, multe firme din străinătate aplică procedeul de insuflare a prafului în convertizor. Pentru a se reduce consumul de fondanți se practică, de asemenea, și recircularea parțială a zgurii.

Experimentările de valorificare a zgurilor de convertizor s-au desfășurat în mai multe campanii la toate oțelăriile, urmărindu-se recircularea parțială a zgurii lichide a șarjei precedente, recircularea zgurii solide de la OLD3 neprelucrată și utilizarea zgurii prelucrate cu fracția de 10—50 mm, provenite din haldă.

Recircularea parțială a zgurii în stare lichidă

La convertizorul nr. 8 au fost elaborate 52 șarje la care, în convertitor, s-au reținut, după fiecare șarjă, cîte 4 t de zgură. În paralel, în convertizorul nr. 7, elaborîndu-se aceleași mărci de oțel, s-a utilizat același var și aceeași fontă lichidă.

Au rezultat următoarele aspecte :

— consumul de var este mai mic la șarjele la care s-a utilizat zgură lichidă cu 2,1 kg/t ;

— %FeO în zgură este mai mic cu 5,7% la șarjele cu recircularea zgurii.

Dezavantajele aplicării acestui procedeu constau în creșterea duratei de insuflare, respectiv în creșterea consumului de oxigen, și în faptul că, în timpul încărcării, zgura lichidă este puternic împroșcată, fiind necesare măsuri deosebite pentru evitarea accidentelor.

Tabelul 3

Rezultatele obținute la convertizoarele nr. 7 și 8

Convertizorul	Cantitatea de O_2 insuflată/șarjă, Nm^3/șarjă	Durata insuflării, min	Temperatura oțelului la sfîrșitul insuflării, °C	P la sfîrșitul insuflării, %	FeO în zgură, %	P_2O_5 în zgură, %	MgO în zgură, %	B în zgură, %
Nr. 8, șarje cu zgură recirculată	7200	25,2	1673	0,028	13,2	2,2	2,9	2,58
Nr. 7, șarje cu mortar	6818	23,9	1675	0,024	18,9	2,1	2,9	3,27

Tabelul 4

Rezultatele obținute în urma experimentărilor

Datele urmărite pe parcursul experimentărilor	U.M.	Șarjele la care s-a utilizat zgură în încărcătură	Șarjele martor
Consumul specific de fontă lichidă	kg/t	854,4	871,2
Totalul de încărcătură metalică	kg/t	1 058,6	1 077,2
Consumul specific de zgură IVZ	kg/t	13,9	—
Consumul specific de var metalurgic	kg/t	75,1	82,1
Durata medie de insuflare a O_2	min/șarjă	29,7	30,0
Consumul specific de oxigen	Nm^3/t	56,1	56,9
Conținutul de mangan al băii la sfîrșitul insuflării	%	0,20	0,17
Temperatura oțelului la sfîrșitul insuflării	°C	1 976	1 668
Conținutul de FeO în zgură	%	15,2	18,4
Conținutul de P în oțel, la sfîrșitul insuflării	%	0,026	0,023
Conținutul de P_2O_5 al zgurii	%	2,12	2,03
Bazicitatea medie a zgurii	—	3,12	3,23
Consumul specific de FeMn	kg/t	7,14	7,41
Consumul specific de SiMn	kg/t	0,87	2,54
Consumul specific de aluminiu pentru dezoxidare	kg/t	0,031	0,037

Valorificarea zgurii solide neprelucrate

În convertizorul nr. 7 s-au introdus cîte 4 t zgură/șarjă, aceasta provenind din gospodăria de zgură OLD3. Prin comparație cu șarjele martor s-a constatat că rezultatele sînt aproape identice; în plus, se înlătură pericolul de accidentare prin împroșcare cu zgură lichidă și se reduce consumul de var cu 1,46 kg/t. Singura dificultate este de natură organizatorică, aceasta constînd în greutățile legate de aprovizionarea cu zgură din halda proprie.

Utilizarea în încărcătura metalică a zgurii IVZ cu fracția de 10—50 mm

S-au realizat experimentări pe un număr de 50 de șarje, în aceleași condiții ca șarjele martor urmărite în paralel.

Au fost obținute următoarele rezultate, prezentate în tabelul 4.

Deci, în condițiile utilizării în încărcătura convertizoarelor a zgurii prelucrate, în scopul valorificării elementelor utile, se reduc consumurile de feromangan, ferosilicomangan, aluminiu pentru dezoxidare și var metalurgic, scade consumul specific de încărcătură metalică pe ansamblul șarjei, precum și participația de fontă lichidă, iar ceilalți parametri tehnologici și de consum rămîn comparabili.

Experimentările care s-au finalizat cu definitivarea instrucțiunilor tehnologice și de lucru, precum și cu fluxurile de alimentare a convertizoarelor cu zgură IVZ, au demonstrat eficiența tehnico-economică a acestui procedeu.

Dr. ing. D. T. Leveovici
și ing. Cornelia Carabăț
ICPPAM Galați

Cercetări privind garantarea comportării la temperaturi ridicate a tabelelor groase destinate construcției de recipiente sub presiune

CZ: 669-41

Realizarea de instalații noi și modernizarea acelora existente în industriile chimică și energetică au impus, în ultima perioadă, asimilarea unor produse siderurgice dintr-o mare diversitate de oțeluri termorezistente slab aliate și aliate, care satisfac condițiile grele de exploatare de la temperaturile de 400—700°C.

În aceste condiții, o atenție deosebită trebuie acordată studierii rezistenței mecanice, în condiții de fluaj, și rezistenței la oxidare ale acestor materiale, realizate pe fluxul tehnologic specific Combinatului Siderurgic Galați.

Atît literatura de specialitate, cît și standardele de produse plate cuprind numeroase referiri la caracteristicile mecanice și tehnologice ale acestor materiale. În mai mică măsură a fost studiată și caracterizată rezistența lor la oxidare, ceea ce duce în unele cazuri la utilizarea nerațională a oțelurilor termorezistente.

În lucrare se prezintă rezultatele cercetărilor efectuate asupra comportării la fluaj și a vitezei de oxidare a oțelurilor termorezistente K52, 16Mo3, RRC, 12MoCr22 și 12MoCr50, în scopul furnizării unor informații asupra exploatării raționale a produselor realizate de Combinatul Siderurgic Galați.

Pentru desfășurarea cercetărilor au fost obținute șarje din fiecare marcă de oțel luată în studiu, care s-au laminat în table groase. Din aceste table au fost prelevate probe pentru realizarea programelor de încercări la fluaj conform STAS 8894/1-80, precum și probe cilindrice Ø7,3×40 mm, avînd o suprafață totală de 10 cm², care s-au codificat cu cifre prin poansonare, pentru determinarea vitezei de oxidare exprimată prin pierderea de greutate pe unitatea de suprafață.

În urma realizării programelor de încercare la fluaj și a prelucrării prin metoda parametrului Larson-Miller a datelor obținute pentru fiecare marcă de oțel au fost trasate curbele de variație a rezistenței tehnice pe durate de 100 000 ore, cu temperatura de exploatare redată în diagrama din figura 1. S-au confirmat precizările făcute în literatura de specialitate cu privire la influența variației conținuturilor de molibden și crom asupra rezistenței la degradarea prin fluaj a oțelurilor termorezistente. Astfel, o dată cu creșterea conținutului de molibden s-a mărit rezistența și la fluaj, precum și temperatura maximă de utilizare a materialelor. Creșterea conținutului de crom pînă la cca 2%, mărește, de asemenea, rezistența la fluaj, iar depășirea acestui nivel duce la scăderea acestei caracteristici în condițiile măririi temperaturii de utilizare.

Pentru studiul rezistenței la oxidare, probele au fost degresate în alcool și cîntărite, în scopul stabilirii greutății inițiale. Mediul oxidant de lucru a fost realizat într-un cuptor de laborator cu rezistențe electrice, avînd o abatere de la temperatura nominală de ±10°C. Probele din fiecare calitate de oțel au fost testate la temperaturile de 500, 700 și 900°C, cu menținere de 15, 30 și 45 minute la fiecare temperatură.

După menținerea în mediul oxidant, probele au fost răcite în apă, în scopul desprinderii straturilor neaderente de oxizi, apoi au fost degresate în alcool și decapate în soluție de 20% acid clorhidric în apă distilată. Timpul de decapare pentru îndepărtarea straturilor aderente de oxizi a fost cronometrat. După operațiile de degresare și decapare probele au fost cîntărite. Pierderea în greutate a probelor a fost de-

Tabelul 1

Compoziția chimică a materialelor studiate

Marca de oțel	Compoziție chimică, %							
	C	Mn	Si	Cr	Mo	P	S	Al
K52 (OLT45K)	0,21	1,28	0,38	0,20	0,03	0,024	0,016	0,01
16Mo3	0,11	0,68	0,23	0,03	0,50	0,015	0,008	0,02
RRC	0,17	0,56	0,60	1,46	0,50	0,011	0,006	0,03
12MoCr22	0,12	0,45	0,30	2,15	0,90	0,014	0,006	0,03
12MoCr50	0,14	0,44	0,27	4,40	0,48	0,015	0,011	0,01

Tabelul 2

Pierderile medii de greutate pentru fiecare grupă de oțel studiat

Nr. crt.	Codul probei	Condițiile de încercare:		Pierderea totală, g/cm²	Nr. crt.	Codul probei	Condițiile de încercare:		Pierderea totală, g/cm²
		temperatura, °C	timpul, min.				temperatura, °C	timpul, min.	
1.	11	500	15	$6,62.10^{-6}$	23.	35	700	30	$3,10.10^{-5}$
2.	12	500	30	$7,39.10^{-6}$	24.	36	700	45	$4,71.10^{-5}$
3.	13	500	45	$7,91.10^{-6}$	25.	37	900	15	$8,84.10^{-5}$
4.	14	700	15	$2,45.10^{-5}$	26.	38	900	30	$1,76.10^{-4}$
5.	15	700	30	$4,36.10^{-5}$	27.	39	900	45	$3,31.10^{-4}$
6.	16	700	45	$5,40.10^{-5}$	28.	41	500	15	$1,79.10^{-6}$
7.	17	900	15	$0,42.10^{-4}$	29.	42	500	30	$2,54.10^{-6}$
8.	18	900	30	$2,48.10^{-4}$	30.	43	500	45	$2,93.10^{-6}$
9.	19	900	45	$3,81.10^{-4}$	31.	44	700	15	$0,09.10^{-5}$
10.	21	500	15	$3,25.10^{-6}$	32.	45	700	30	$3,91.10^{-5}$
11.	22	500	30	$4,19.10^{-6}$	33.	46	700	45	$5,53.10^{-5}$
12.	23	500	45	$4,83.10^{-6}$	34.	47	900	15	$6,67.10^{-5}$
13.	24	700	15	$1,19.10^{-5}$	35.	48	900	30	$0,94.10^{-4}$
14.	25	700	30	$3,61.10^{-5}$	36.	49	900	45	$3,28.10^{-4}$
15.	26	700	45	$5,26.10^{-5}$	37.	51	500	15	$1,07.10^{-6}$
16.	27	900	15	$0,10.10^{-4}$	38.	52	500	30	$1,48.10^{-6}$
17.	28	900	30	$2,85.10^{-4}$	39.	53	500	45	$1,61.10^{-6}$
18.	29	900	45	$4,20.10^{-4}$	40.	54	700	15	$8,32.10^{-6}$
19.	31	500	15	$1,51.10^{-6}$	41.	55	700	30	$1,99.10^{-5}$
20.	32	500	30	$2,03.10^{-6}$	42.	56	700	45	$3,75.10^{-5}$
21.	33	500	45	$2,71.10^{-6}$	43.	57	900	15	$4,64.10^{-5}$
22.	34	700	15	$0,25.10^{-5}$	44.	58	900	30	$9,80.10^{-5}$
					45.	59	900	45	$1,79.10^{-4}$

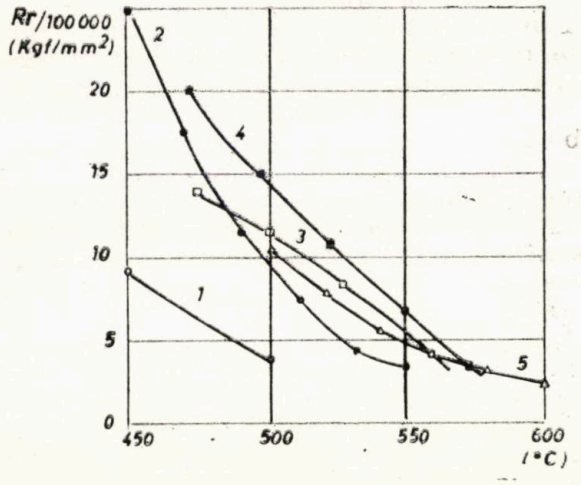


Fig. 1

terminată prin raportarea variației greutății probei între starea inițială și starea de după decapare, la suprafața totală a probei.

În tabelul 2 se prezintă pierderile medii de greutate calculate pentru fiecare grupă de condiții de încercare, la fiecare din cele cinci calități de oțel studiate.

Variația pierderilor în greutate la fiecare temperatură de testare pentru fiecare calitate de oțel se prezintă în figura 2.

Comparînd pierderile medii de greutate pentru fiecare marcă de oțel, se observă că, o dată cu creșterea temperaturii de încercare, influența timpului de expunere la mediul oxidant este mai puternică. Pentru timpii scurți

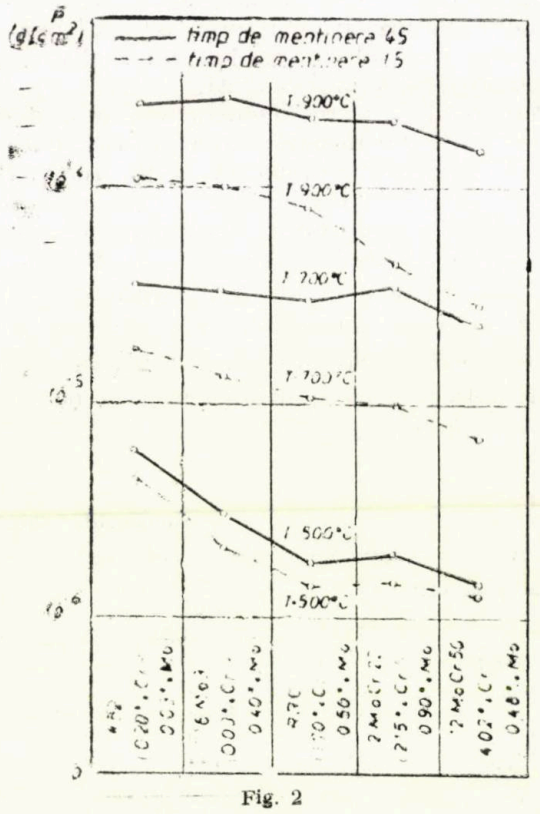


Fig. 2

de expunere, la temperaturi de 700—900°C, creşterea conţinutului de crom duce la reducerea pierderilor prin oxidare. Această influenţă se atenuează pentru durate mai mari de supraîncălzire.

În condiţiile reale de exploatare se întîlnesc situaţii în care pot fi determinante cele două caracteristici: rezistenţa la fluaj şi/sau rezistenţa la oxidare. Cunoscînd atît comportarea la fluaj, cît şi la oxidarea materialelor termorezistente, în condiţiile date, se poate alege materialul corespunzător unui consum raţional de elemente de aliere.

Vitezele medii de oxidare a materialelor termorezistente permit planificarea lucrărilor de reparaţie capitală pe baza criteriului prevenirii distrugerii prin oxidare alături de acela al distrugerii prin fluaj.

Concluzii

Pe baza determinărilor efectuate s-au stabilit pierderile prin oxidare şi rezistenţele la fluaj ale tablelor groase fabricate la Combinatul Siderurgic din Galaţi, din oţelurile K52, 16Mo3, RRC, 12MoCr22 şi 12MoCr50. La alegerea materialelor pentru anumite condiţii de exploatare la temperaturi ridicate, se va putea lua în consideraţie, alături de comportarea la fluaj, şi rezistenţa la oxidare.

Se poate astfel, îmbunătăţi raţionalizarea consumului de oţeluri cu conţinuturi ridicate de elemente deficitare de aliere (Mo. Cr).

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 3, 1990

Cuptoare cu cuvă pentru metalizarea şi prăjirea materialelor în bucăţi, p. 6 — Intensificarea tratamentului termic al paletelor pe transportoarele de prăjire, p. 11 — Principiile de alcătuire a modelelor matematice în sistemele automatizate de conducere a producţiei tehnologice de minereu de fier, p. 15 — Direcţiile termotehnice principale ale perfecţionării funcţionării maşinilor de aglomerare, p. 21 — Funcţionarea blocului de caupere de furnal cu umplutură din corindare, p. 25 — Granularea zgurii în afara furnalului la Combinatul metalurgic Cerepoveţ, p. 26 — Bazele teoretice şi practice ale perfecţionării schemelor termice ale maşinilor pentru prăjire de tip transportor, p. 28 — Optimizarea secţiunii transversale a lingoului turnat continuu, p. 52 — Studierea stării termice şi de tensiune a căptuşelii oalelor pentru turnarea oţelului, p. 35 — Afinarea şi modificarea oţelului cu silicocalciu pulverulent în oale cu volum mare, p. 38 — Absorbţia azotului la suflarea cu azot a oţelului în oală prin închizătoarele cu sertar, p. 40 — Tratamentul complex în afara cuptorului al oţelului pentru conductele de gaze, utilizate în zone cu temperaturi criogenice, p. 43 — Micşorarea conţinutului incluziunilor de oxizi şi de nitruri la tratamentul în afara cuptorului a oţelului pentru rulmenţi, p. 45 — Îmbunătăţirea calităţii oţelului necalmat cu conţinut scăzut de carbon, p. 47 — Tratamentul oţelului în oală cu argon prin canalul de turnare a oţelului al închizătorului cu sertar, p. 49 — Corectarea compoziţiei chimice a oţelului în oală după evacuare, p. 50 — Lănci cu dispozitive de turbionare a curentului de gaze pentru tratamentul oţelului în afara cuptorului, p. 53 — Turnarea oţelului în atmosferă de argon, p. 54 — Cercetarea proprietăţilor gazodinamice ale încărcăturilor de silicomangan cu compoziţie granulometrică diferită, p. 56 — Perfecţionarea calibrelor blumingului, p. 58 — Laminarea la cald pe laminorul 1700 cu utilizarea aerosolilor polidispersaţi, p. 63 — Curăţarea eficace a suprafeţei tablei înaintea acoperirilor, p. 67 — Executarea de cilindri bandajaţi la laminorul universal de grinzi prin metoda încărcăturii calde, p. 70 — Îmbunătăţirea siguranţei îmbinărilor sudate ale ţevilor sudate electric cu cusătură dreaptă, p. 72 — Experienţa exploatării şi creşterea fiabilităţii controlorilor de programare în sistemele de automatizare a laminoarelor de trefilat, p. 75 — Îmbunătăţirea calităţii benzilor laminate la cald prin răcirea reglabilă a rulourilor, p. 77 — Arzătoare de injectare a gazelor la transportoarele pentru prăjit, p. 85 — Economia de combustibil în cuptoare moderne pentru laminate, p. 89 — Perfecţionarea tehnologiei de încălzire a lingourilor în cuptoare adînci de încălzire, p. 91 — Influenţa hidrogenului sulfurat în gazele de încălzire asupra tratamentului termochimic al benzilor, p. 93 — Perfecţionarea regimurilor de încălzire la recoacerea continuă la alb a ţevilor, p. 95 — Realizarea răcirii prin convecţie a benzii în cuptorul de tragere, p. 99 — Utilizarea traductoarelor electrochimice cu electrolit solid pentru controlul procedeelor, p. 102 — Utilizarea raţională a resurselor de combustibil şi energie în siderurgie, p. 104 — Societăţile tehnico-ştiinţifice unionale pentru siderurgie şi protecţia mediului ambiant, p. 106.

Automatizarea mașinii de sudat CSG LBR 2 Linia de decapare – utlizînd automatul programabil AP 101 și un contactor static

Ing. Șt. Chihaia, ing. D. Efstate, ing. V. Hurjui și ing. I. Dumitriu
ICPPAM Galați

CZ :65.011.56.

Prezentarea și funcționarea instalației

Mașina de sudat realizează continuitatea benzilor de oțel în liniile de proces continuu, de 1—6 mm grosime și 1500 mm lățime. Îmbinarea benzilor se face prin sudarea cap la cap a sfîrșitului ruloului aflat în linia de proces cu începutul unui rulou nou.

Subansamblurile componente sînt prezentate în figura 1.

Operațiile tehnologice pentru efectuarea unei suduri sînt următoarele: coada ruloului este adusă în dreptul linialelor „centrare-ieșire" și se centrează în axa liniei; se lasă bara distanțoare la poziția corespunzătoare sortimentului de tablă de sudat; se deplasează coada ruloului spre bara distanțoare pînă se face bucla de ieșire; se inclemează bacurile de ieșire; se aduce capul de bandă al ruloului următor la „centrare-intrare" și se face bucla de intrare, distanța între capetele de bandă fiind determinată de bara distanțoare; se inclemează locurile de intrare și se ridică bara distanțoare; se comandă prima fază de avans manual al mașinii, operatorul sudor avînd grijă să amorseze arcul electric între capetele de bandă. După amorsarea arcului se trece avansul mașinii în faza a doua de mers automat.

Această fază este coordonată de rotirea unei came de către motorul *M*.

Terminarea sudurii este evidențiată prin așanumita refulare mecanică și electrică, care constă într-o presare instantanee și puternică a tablelor după topirea locală a metalului.

Se comandă prelucrarea automată a sudurii, care constă în următoarele: deplasarea mecanismului de transfer înclemat din axa de așteptare în axul 1, aducînd cordonul de sudură la debavurator; înclemarea și deplasarea debavuratorului (curățirea cordonului de sudură), simultan cu revenirea mecanismului de transfer în axa de așteptare; deplasarea mecanismului de transfer din axa de așteptare în axa 2 pentru a aduce cordonul de sudură la axa de ștanțare și perforare pentru identificarea sudurii la ieșirea din linia de decapare; simultan se comandă revenirea debavuratorului în poziția inițială; terminarea operației de sudură prin emiterea semnalului „sudură terminată".

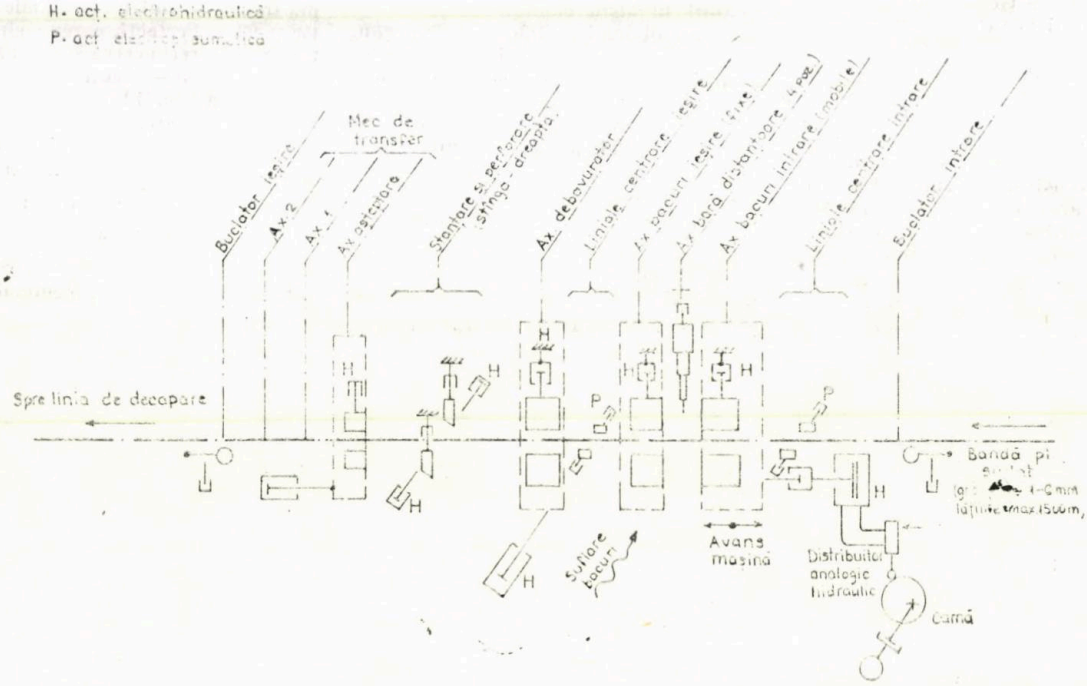


Fig. 1

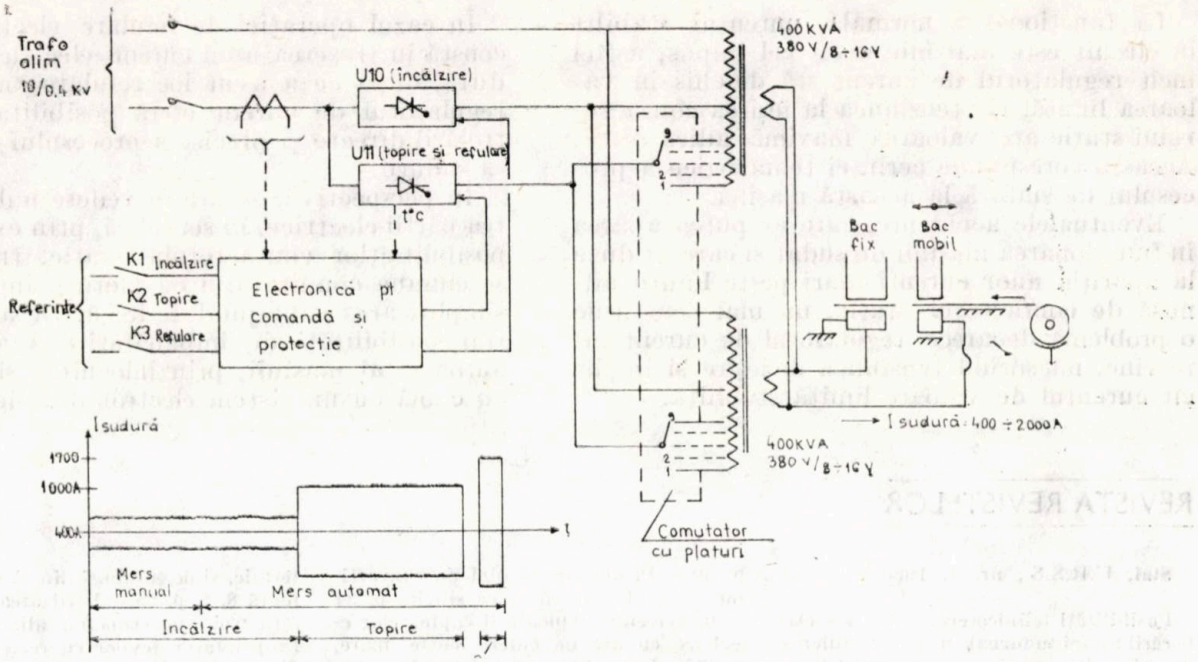


Fig. 2

Automatizarea mașinii de sudat

Se menționează faptul că mașina de sudat de la care s-a împrumutat tehnologia era realizată cu scheme de relee, iar procesul electric de sudură era comandat prin contactori statici cu ignitroane de import.

Instalația electrică pentru această mașină de concepție modernă cuprinde (fig. 2) partea de forță 10/0,4 kV, două transformatoare de sudură de 400 kVA fiecare, 380/8—16V, un contactor static dublu (2×4000A), realizat cu tiristoare și un comutator cu ploturi.

La elaborarea documentației de automatizare s-a acționat pe două direcții: utilizarea facilităților oferite de automatul programabil AP 101 în conducerea secvențială a mașinii de sudat și utilizarea contactorilor statici cu tiristoare de fabricație românească în comanda curentului de sudură.

Pentru reglajul hidromecanic al mașinii de sudat la schimbarea sortimentului de tablă, a fost încorporat un cronometru digital, tip CRONOMAT, de fabricație FAN — România. Au fost aduse schimbări schemei electrice, care să permită afișarea timpului (zeci, unități și zecimi de secundă). De asemenea, s-a căutat ca prin programul întocmit să se asigure inițierea contorizării la începutul avansului automat al mașinii și stoparea afișajului în momentul refulării.

Deosebit de important, pentru calitatea sudării, este asigurarea unui curent pe parcursul a 15—17 cicluri de rețea în timpul fazei de refulare. Acest aspect a fost realizat folosind un modul tip TCN, care primește impunerea dată de operator printr-un comutator decadic, iar impulsurile de contorizat sînt furnizate de un generator electronic.

Regimurile tehnologice de lucru sînt dictate de automatul programabil AP 101, instalația realizînd o variație în timp a curentului de sudură conform cu diagrama prezentată în figura 2.

Valoarea de referință este selectată prin închiderea unuia din contactele K1—K3. Impunerea de valoare pozitivă trece printr-un element de integrare, care dă la ieșire un semnal rampă, care constituie impunerea pentru regulatorul de curent. Reacția de curent se obține de la un transformator de curent montat în circuitul principal pe bare de alimentare a contactoarelor. Secundarul transformatorului de curent alimentează, printr-o punte redresoare, o rezistență pe care se obține o tensiune proporțională cu curentul.

Contactul static care intră în conducție este selectat de o logică de comutare, realizată din două elemente de sesizare prag. Referința cuplată prin K1 deschide contactorul static nr. 1, iar referințele selectate prin K2 sau K3 deschid contactorul static nr. 2.

Pentru protecția contactoarelor statice s-a prevăzut o schemă logică care blochează transmiterea impulsurilor în caz de: depășire a unui curent limită admis; depășire a temperaturii admise la radiatorul unui tiristor; comandă manuală „Reset".

La funcționarea normală, curentul stabilit în circuit este mai mic decît cel impus, astfel încît regulatorul de curent stă deschis în valoarea limită, iar tensiunea la ieșirea contactorului static are valoarea maximă, adică 380V. Aceasta corespunde cerinței tehnologice a procesului de sudură la această mașină.

Eventualele accidente, care ar putea apărea în funcționarea mașinii de sudat și care ar duce la apariția unor curenți mari peste limita admisă de contactorul static, nu mai constituie o problemă deoarece regulatorul de curent intervine, micșorînd tensiunea de ieșire și implicît curentul de valoare limită stabilită.

În cazul operației de refulare electrică care constă în trecerea unui curent electric prin sudură, după ce a avut loc refularea mecanică, regulatorul de curent oferă posibilitatea controlării directe și precise a procesului de răcire a sudurii.

În perspectivă, se are în vedere îmbunătățirea părții electrice, în sensul că, prin extinderea posibilităților contactorului static, trebuie să se elimine comutatorul cu ploturi, implicit cu simplificarea cablajului de forță. De asemenea, sînt posibilități de îmbunătățire a avansului automat al mașinii, prin înlocuirea sistemului cu camă cu un sistem electrohidraulic.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 4, 1990

Posibilități tehnico-economice ale elaborării fontei în furnal, p. 4 — Studierea proprietăților garnisajului la furnalele de la Combinatul Krivorojstal, p. 8 — Modelarea influenței proprietăților fizico-chimice ale încărcăturii asupra comportării din punct de vedere termic a furnalului, p. 10 — Îmbunătățirea tehnologiei de afinare a fontei cu conținut scăzut de mangan în convertizoare la Combinatul metalurgic Cerepoveț, p. 14 — Elaborarea oțelului O3H14N7V prin metoda afinării cu gaze și oxigen, p. 17 — Legitățile de bază ale arderii complete a oxidului de carbon în convertizorul cu suflare combinată, p. 18 — Capacitatea de oxidare a băii de convertizor la afinarea fontei cu conținut scăzut de mangan, p. 21 — Sistem automatizat de control al procedeului de elaborare în convertizor la afinarea fontei fosforoase, p. 23 — Elaborarea oțelului în convertizor cu alimentare în două circuite a gazelor inerte, p. 24 — Mecanismul de eroziune de către zgură a căptușelii convertizoarelor, p. 25 — Controlul nivelului zgurii în convertizor la suflarea pe sus a oxigenului, p. 29 — Transportoare cu bandă vibrantă pentru materiale pulverulente în secția de convertizoare a Combinatului metalurgic Novo-Lipețk, p. 30 — Producția de oțel de convertizor cu conținut scăzut de siliciu, p. 31 — Experiența exploatării cuptoarelor electrice cu arc de putere foarte mare, p. 33 — Îmbunătățirea funcționării cuptoarelor electrice cu arc de putere foarte mare DSP-10016 la Uzina metalurgică din Moldova, p. 36 — Utilizarea emisiunii acustice a arcurilor electrice la comanda funcționării cuptorului cu arc electric de mare putere, p. 38 — Rolul și importanța rezistenței active a electrodului la cuptorul de reducere a minereului, p. 40 — Perfecționarea tehnologiei de fabricație pe laminoarele reversibile pentru tablă groasă, p. 43 — Optimizarea regimului tehnologic de laminare a profilului U nr. 12 pe laminorul 600, p. 46 — Reconstrucția agregatelor de decapare cu înlocuirea mașinilor de sudat, p. 48 — Pregătirea suprafeței metalului laminat la rece înaintea cositoririi electrice în electrolit neutru, p. 51 — Uzarea, încovoierea și profilarea cilindrilor de laminor 1680, p. 52 — Elaborarea tehnologiei de turnare centrifugală a bandajelor cilindrilor, p. 57 — Purificarea țevilor de extracție în linia agregatului pentru fabricarea țevilor-140, p. 59 — Introducerea tehnologiei de strunjire interioară a zonei de îmbinare sudată a prăjinilor de foraj, p. 65 — Producția de sîrmă laminată, durificată termic, și de șuruburi din clasa de rezistență 8, 8, p. 65 — Utilizarea de oțeluri fără wolfram, economic aliate, p. 67 — Proprietățile țevilor cu rezistență mare din oțeluri Martin, p. 71 — Perfecționarea tehnologiei de elaborare a benzilor din oțel 09G25, p. 74 — Oțel normalizat 13G2AF pentru conductele petroliere și de gaze, p. 75 — Controlul proprietăților mecanice ale tablei laminate la rece pentru automobile cu ajutorul instalației IMPOK — 1, p. 78 — Proprietățile sculelor așchietoare din oțel rapid pulverulent, obținut prin utilizarea tratamentului hidrostatic, p. 82 — Perfecționarea mecanismului economic de pregătire a deșeurilor metalelor feroase, p. 86 — Formarea prețurilor pentru metalele feroase secundare, p. 90 — Îmbunătățirea organizării colectării și prelucrării deșeurilor de metal, p. 93 — Prelucrarea deșeurilor în întreprinderile ramurii de oțel aliat, p. 97 — Eficiența utilizării în încărcătura cuptoarelor electrice de putere mare de 100 t a deșeurilor și a fierului vechi, p. 98 — Perfecționarea standardizării metalelor feroase secundare p. 99 — Exploatarea căptușelilor monolit ale vetrei pășitoare a cuptorului, p. 105 — Sistem de comandă automată a regeneratoarelor termice din producția de oxigen, p. 107.

Ing. L. Năstase
Departamentul Industriei Metalurgice

Principii și stiluri moderne de conducere (partea a-II-a)

CZ : 629.1.014

Principiile conducerii descentralizate

Sistemul de conducere descentralizat s-a dovedit a fi o metodă promițătoare, apărută din necesitatea unei activități coerente, o mai bună motivare a personalului și cu rezultate economice evidente.

În Franța au apărut primele aplicații ale acestui sistem, care s-au bazat de la început pe realizarea unor „tablouri de bord" pentru conducere, ajungind la o sinteză optimă între patru componente esențiale ale unei întreprinderi (fig. 1).

Conducerea descentralizată va oferi unui conducător următoarele : stabilirea unei sinergii comune în jurul obiectivelor propuse; asigurarea comunicării între diferite sectoare de activitate; coerență în procesul decizional; formule optime de participare și retribuire a personalului; un instrument de motivare a întregului personal.

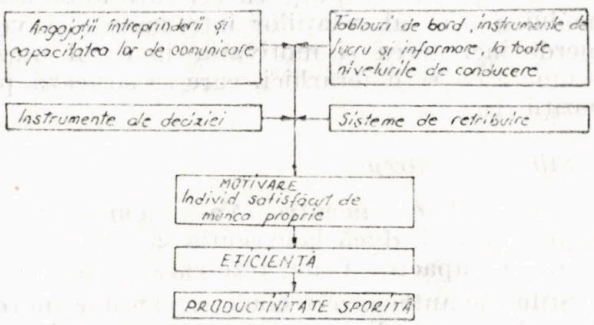


Fig. 1

Necesitatea conducerii descentralizate

Existența unui bun sistem de conducere nu este suficientă pentru a asigura succesul unui proiect și atingerea obiectivelor propuse din mai multe motive : dificultatea, în cadrul unui sistem bugetar și de control al gestiunii, de a cuantifica toate elementele referitoare la un proiect sau a obiectivelor acestuia; limbajul utilizat de către conducător este înțeles pînă la un anumit nivel ierarhic; complexitatea sistemului de conducere are tendința de a impune un ritm mai lent în realizarea obictivelor.

Sistemul de conducere descentralizat nu va substitui un alt sistem de intreprindere, ci va face apel la ceva deja existent, bazîndu-se pe următoarele principii : tablouri de bord pe sector de activitate; utilizarea de criterii cu aplicare specifică fiecărui sector; informarea rapidă și simplă; realizarea corecției verticale și orizontale la toate nivelurile de decizie; acțiuni rapide asupra evenimentelor.

Tabloul de bord este un instrument care va furniza conducătorilor următoarele aspecte : verificarea și cunoașterea eficienței deciziilor luate prin intermediul unor indicatori simpli, care oglindesc esența activității sectorului respectiv; stimularea colaboratorilor pe baza datelor concrete privind rezultatele direct măsurabile; realizarea unei bune coeziuni a echipei, în scopul ameliorării rezultatelor; capacitatea creatoare a sectorului.

Practic, sistemul de evaluare va fi sub forma unui grafic care furnizează periodic informații privind o situație anume sau tendințe referitoare la obiectivele propuse.

Astfel, se poate face o diagnosticare periodică a eficienței tuturor punctelor cheie ale întreprinderii la un moment dat.

Criteriile de apreciere și măsurare vor fi ușor accesibile, necesitînd o prelucrare minimă. Fiecare criteriu va primi o definiție proprie în contextul unei întreprinderi și a obiectivelor sale.

Pot fi criterii de productivitate, de calitate, cantitative, de respectare a termenelor, de rotație a stocurilor, de consum al materialelor sau de respectare a normelor.

Aceste criterii, alese pentru fiecare sector, nu trebuie să disperseze atenția asupra prea multor elemente în același timp, ci numai asupra celor relevante și edificatoare.

Criteriile alese trebuie să furnizeze valor semnificative pentru cei care le utilizează, astfel încît criteriile reținute să creeze un concept global privind performanțele fiecărui

sector, ajungîndu-se în final la „eficienta rezultantă", a cărui conţinut va fi determinat de evoluţia criteriilor.

Conducerea descentralizată face apel, în toate fazele sale, la o participare şi implicare deplină a tuturor celor care decid într-o întreprindere, contribuind atît la stabilirea unei strategii, cît şi la aplicarea ei, în mod gradat în funcţie de poziţia ocupată în ierarhia nivelurilor de conducere.

Conducerea la nivel superior are sarcina de a organiza structurile şi arhitectura întreprinderii şi de a stabili strategia şi obiectivele pe termen scurt şi mediu, totul bazîndu-se pe un flux informaţional bine realizat. Conducătorii nivelurilor medii vor participa la acţiunile zilnice, care duc la bune rezultate, experienţa lor permiţînd explicarea şi orientarea deciziilor.

Toate acţiunile conducătorilor se vor baza pe tehnici reale şi eficiente de comunicare atît pe verticală, cît şi pe orizontală, care să permită utilizarea mai bună a informaţiilor şi care să favorizeze integrarea metodelor de măsurare-evaluare dar, în acelaşi timp, şi pentru ca întreg personalul să înţeleagă obiectivele întreprinderii.

În concluzie, metodologia unui sistem de conducere descentralizată necesită asocierea următoarelor cerinţe: cunoştinţe temeinice privind activitatea de conducere; stabilirea clară a unei strategii de conducere; capacitatea maximă de comunicare în cadrul intreprinderii; folosirea unui limbaj adecvat; utilizarea unei echipe de consultanţi, experimentaţi în metode de comunicare şi conducere.

Stiluri de conducere în funcţie de situaţie

Un stil de conducere care să poată fi definit ca fiind cel mai bun, nu există. Acesta se poate considera totuşi eficient dacă corespunde unei situaţii specifice, în care trebuie să acţioneze un cadru de conducere (în funcţie de situaţie stilul poate şi trebuie să fie modificat şi adaptat).

Faţă de aceasta se poate spune că există totuşi şi două categorii de comportament, care

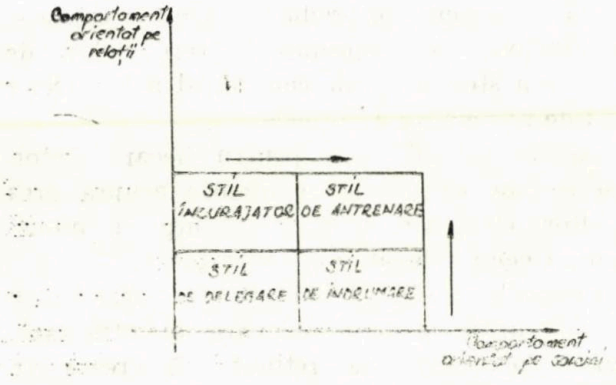


Fig. 2

pot duce la sporirea maximă a eficienţei conducătorului, şi anume la un comportament orientat pe relaţii (încurajare, sprijin, recunoaşterea meritelor) şi pe sarcini (îndrumare şi organizare).

Corelarea dintre aceste moduri de comportament va determina anumite stiluri de conducere, care să fie bine adaptate la o situaţie dată (fig. 2).

Stilul de îndrumare

Stilul de îndrumare pune în poziţia principală conducătorul care va decide modul în care se execută sarcina, utilizînd un control strict şi sistematic, în cursul căruia se comunică modul de acţiune în viitor, făcînd în acelaşi timp şi aprecierele necesare asupra rezultatelor.

În general, acest stil de conducere are aplicabilitate atunci cînd angajaţii nu au o activitate corespunzătoare în lipsa unei îndrumări active a conducerii.

Deci, situaţiile care impun un astfel de stil de conducere ar fi: performanţele slabe ale angajaţilor; nesiguranţa şi încrederea redusă în posibilităţile sale ale colectivului de muncă, experienţa redusă a subordonaţilor în rezolvarea sarcinilor; lipsa de motivaţie din partea angajaţilor în rezolvarea unor sarcini.

În acelaşi timp, însă, îndrumarea excesivă devine inutilă, putînd avea probleme în sistemul de comunicare pe verticală, astfel încît angajatul, care desfăşoară o activitate la un nivel mediu sau superior, poate reacţiona cu resentiment la atitudinea de control strict şi excesiv. Se poate spune că cei care apreciază modul amical al relaţiilor interumane îşi vor pierde încrederea şi motivaţia în cazul unor contacte cu şefii ierarhici, care se situează pe poziţii rigide.

Stilul de antrenare

Acest stil se concentrează asupra unor interacţiuni care să ducă la execuţia sarcinii şi dezvoltarea capacităţii de rezolvare a acesteia.

Stilul de antrenare trebuie să exprime încredere în aptitudinile subordonaţilor şi să dezvolte relaţii interpersonale sau intergrupuri, în care rolul conducătorului să nu reducă spiritul de participare şi entuziasmul.

Rolul conducătorului va fi acela de a asculta opinia subordonaţilor asupra modului de rezolvare a sarcinilor, de a manifesta interes pentru experienţa subordonaţilor şi de a asigura un feed-back frecvent pe parcursul activităţii.

Datorită acestor cerinţe ale stilului de antrenare, în funcţie de evoluţia activităţii avute în vedere, se va crea cadrul necesar participării subordonaţilor la planificarea şi luarea deciziilor legate de problema în sine.

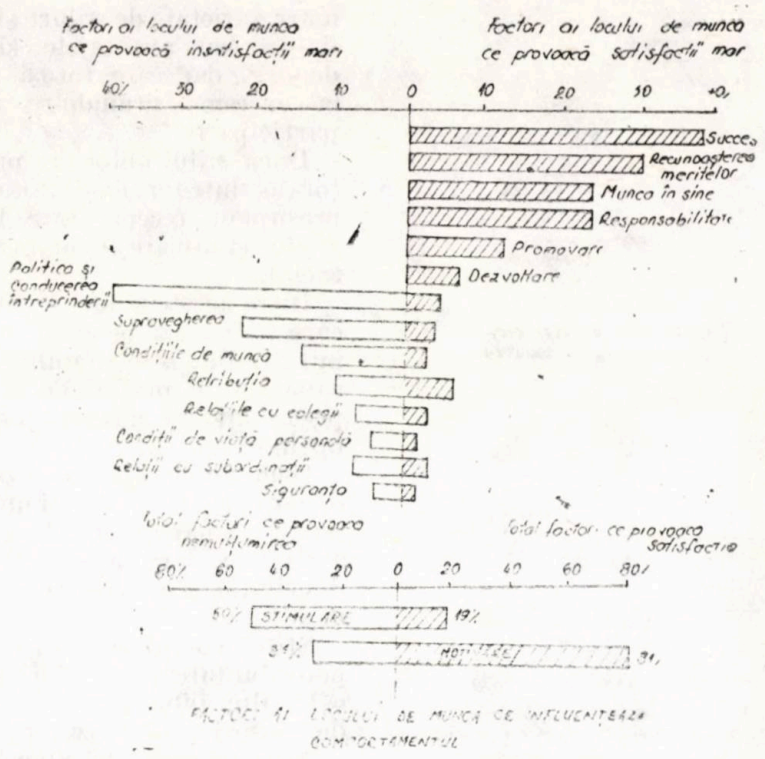


Fig. 3

Stilul de antrenare va putea fi implementat în cazul cînd conducătorul are autoritatea și competența recunoscută de subordonații săi, cînd angajatul are experiența și calificarea corespunzătoare, dar totuși performanțele sînt sub nivelul mediu, cînd timpul nu constituie un factor critic și atunci cînd angajatul dorește să lucreze în interdependență reciprocă cu conducătorul.

Acest stil necesită consum mare de timp și energie, întrucît inadecvarea sa la o anumită situație poate genera pierderea în rîndul subordonaților a motivației și atașamentului, compromițînd astfel și rezultateele scontate.

Stilul încurajator

Modalitatea principală de acțiune a acestui stil este aceea de a recunoaște rezultatele subordonaților și de a permite accesul la luarea deciziilor, legate de sarcinile pe care le au.

Stilul de conducere încurajator va asigura creșterea încrederii în sine și dezvoltarea capacității de a acționa și rezolva sarcinile, independent și eficient, toate acestea fiind consecința posibilităților de a comunica în dublu sens.

Situațiile care corespund unui astfel de stil de conducere ar putea fi următoarele : angajați cu calificare și experiență peste cea medie și cu performanțe superioare și angajați motivați în activitatea respectivă, care își asumă responsabilitatea executării sarcinilor.

Deși conducătorul va aprecia executarea corectă a sarcinilor și va avea o atitudine de sprijin, deschisă, existența unui control minim se impune orientat pe sarcină și asociat unui climat propice pentru perfecționare și eficiență.

Se va naște, astfel, încredere și respect reciproc, asigurînd o bună motivație a personalului, dar și dezvoltarea fluxului de informații atît de necesar pentru o conducere eficientă.

Deși stilul de încurajare va fi bine primit de angajații situați la un nivel de dezvoltare identică, va trebui să se țină seamă și de aspectele legate de comportamentul fiecăruia ; dacă indivizii sociabili reacționează bine la laude și participă la decizii de grup, nu același lucru se poate spune despre cei retrași, modești, la care contează mai mult o apreciere scrisă, putînd participa la activități care nu antrenează un grup mare.

Stilul de delegare

Acest stil se bazează pe capacitatea conducătorului de a aprecia corect atunci cînd o sarcină poate fi executată de un subordonat, care să-și fixeze singur obiectivele și să decidă singur asupra rezolvării problemelor care apar.

Deși pare a asigura o independență totală a subordonatului în rezolvarea unei sarcini, stilul de delegare nu exclude și exprimarea aprecierii conducătorului față de competența atinsă și de acordare a sprijinului.

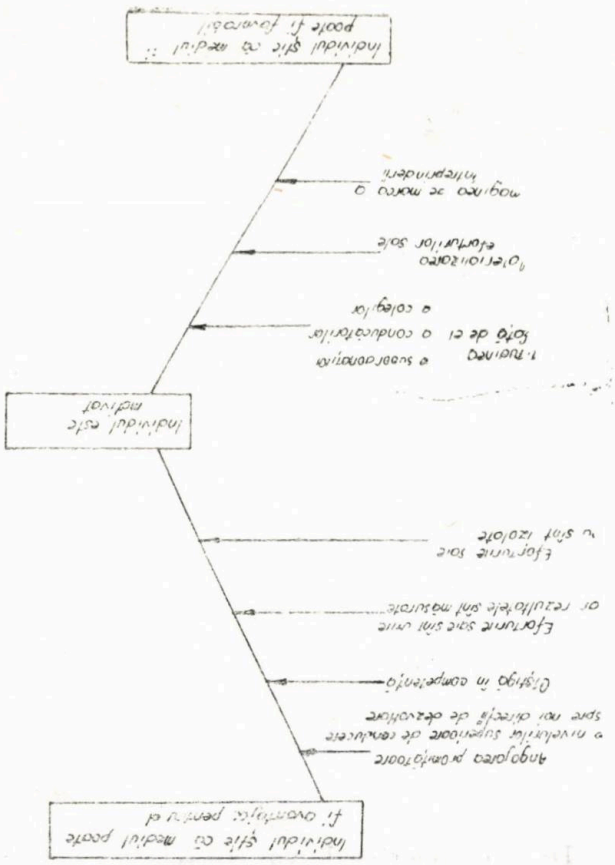


Fig. 4

Stilul de conducere prin delegare poate fi implementat în următoarele situaţii: atunci cînd subordonaţii dispun de toate cunoştinţele, capacităţile şi experienţa necesară executării la nivel ridicat a sarcinii, cînd există o foarte bună motivaţie a personalului din subordine şi atunci cînd subordonaţii stimulaţi spre acţiune îşi asumă responsabilitatea.

Acest stil de conducere ţine seamă de comportamentul unor indivizi competenţi care vor să-şi manifeste capacităţile de a atinge un nivel înalt de performanţă, pentru care succesul înseamnă foarte mult.

Aşadar, stilurile şi modalităţile de conducere diferă foarte mult, în funcţie de comportamentul indivizilor şi impun nişte relaţii interumane care nu pot fi nesocotite.

Indiferent de situaţiile şi de factorii care le generează, un cadru deschis şi adaptabil va putea determina stilul sau comportamentul cel mai adecvat pentru a fi aplicat, evoluţia continuă şi rapidă a evenimentelor necesitînd abordarea în aceeaşi măsură a mai multor stiluri care să asigure totuşi eficienţă.

Stil consultativ şi stil participativ

Stilul consultativ

În general, practica activităţii de management a impus, spre informare şi aplicare, o mare varietate de stiluri şi metode de conducere fiecare cu avantajele şi dezavantajele care decurg, dar care totuşi există şi acţionează, la extreme situîndu-se stilurile autoritar şi participativ.

Dacă stilul autoritar presupune subordonare totală într-un mod absolut, cel participativ presupune receptivitate la capacităţile angajaţilor şi urmăreşte implicarea totală a grupului social.

Între aceste stiluri se situează cel consultativ care se bazează pe ideea că angajaţii au un anumit grad de responsabilitate şi că îşi pot utiliza capacităţile proprii de a realiza performanţe peste nivelul mediu, ajungînd chiar la niveluri optime.

Deci, acest stil utilizează metode şi mijloace de conducere care să stimuleze participarea grupurilor umane în rezolvarea conştientă a unor activităţi, care să stimuleze performanţa, productivitatea şi creşterea eficienţei eforturilor depuse.

Stilul consultativ atribuie autoritate şi responsabilitate la niveluri diferite, rolul conducătorului fiind acela de a asigura un climat de muncă caracterizat prin automotivare.

Aceasta înseamnă abordarea cu simţ practic a compartamentului uman, a cerinţelor individuale dar şi colective, valorificînd capacităţile indivizilor utile societăţii.

Conducătorul adept al stilului consultativ va trebui să aplice acele tehnici de automotivare, care să elimine rezultate obţinute conform normelor anterior stabilite de stilul tradiţional.

În general, există trei criterii care stabilesc performanţele indivizilor şi, deci, productivitatea lor: ce poate realiza individul? ce se aşteaptă în realitate de la acesta? ce va face de fapt?

Răspunzînd la aceste criterii de apreciere şi comparînd apoi cu acţiunile care trebuie efectuate, se poate stabili modul eficient de rezolvare a unor sarcini, bineînţeles ţinînd seamă şi de costurile utilizate.

Potenţialul uman şi dorinţa de a face ceva de calitate sînt esenţiale în sistemul de obiective al conducătorului cu stil consultativ, care va avea principalele sarcini: asigurarea unui flux continuu de informaţii; obţinerea unei implicări cît mai mari a angajaţilor; asumarea unei responsabilităţi depline în deciziile luate; manifestarea interesului şi aprecierea pentru realizările evidente; furnizarea feed-back-ului pentru progresul realizat.

Totuşi, trecerea bruscă de la un stil tradiţional, care presupune o conducere atotştiutoare a activităţilor, fără a ţine seamă de experienţa şi potenţialul subordonaţilor, spre un stil consultativ, poate fi hazardantă dacă nu va fi realizată pe etape şi cu opţiuni realiste în abordare.

Stilul participativ

Metoda participativă de conducere presupune în primul rînd receptivitate la capacităţile angajaţilor şi implicarea totală a grupului la planificarea şi controlul activităţilor de muncă.

Deci, subordonaţii nu au numai rolul de a executa ci şi acela de a participa la unele activităţi care ar părea, la prima vedere, apanajul conducătorilor: participarea la fixarea obiectivelor, la luarea deciziilor, la rezolvarea problemelor şi la stabilirea şi aplicarea schimbărilor.

Prin participarea la fixarea obiectivelor se înţelege că angajaţii pot avea dreptul de a interveni individual sau în grup la fixarea obiectivelor activităţii lor, rolul acestui tip de participare fiind acela de a stimula indivizii să-şi controleze munca mai atent.

Participarea angajaţilor la luarea deciziilor reprezintă de fapt o alegere în comun (conducător şi subordonaţi) a soluţiei optime, dintr-o multitudine de alternative. Abordarea în comun a unor decizii reprezintă o gamă largă de relaţii sociale şi umane, începînd cu ascultarea şi terminînd cu responsabilitatea pentru decizia luată.

Într-un proces de producţie este nevoie de angajaţi cu o mare capacitate de a analiza informaţiile care pe baza acumulării acestora să emită idei noi, acest aspect reprezentînd de fapt participarea la rezolvarea problemelor. Cea mai complexă formă de participare este aceea care duce la stabilirea şi aplicarea schimbărilor, cadru generos care dă posibilitatea atît conducătorilor cît şi subordonaţilor să analizeze şi să interpreteze datele privind organizaţia.

Deşi la prima vedere această metodă participativă pare uşor abordabilă, ea cere totuşi din partea conducătorilor mult efort, competenţă profesională şi practică în activitatea de conducere. Altfel spus, decizia în grup va fi determinată de decizia conducătorului care, în mare, va răspunde mai întîi la două întrebări:

— identificarea subordonaţilor cu problema care trebuie rezolvată va influenţa calitatea execuţiei?

— cît de determinantă este soluţia căutată atît pentru interesele grupului, cît şi pentru conducere?

În cazul unor limite mai largi de rezolvare şi cu o acceptare deplină a subordonaţilor, decizia poate fi dezbătută în grup.

Atunci cînd situaţia impune totuşi o anumită calitate şi modalitate de rezolvare a unei situaţii, conducătorul va fi obligat să decidă singur, fără aportul grupului.

Deşi efectele unei astfel de metode de conducere s-au dovedit a fi pozitive, ele nu constituie în sine un remediu real. Fără o organizare şi coordonare care să ducă la motivarea reală a tuturor angajaţilor şi la creşterea interesului pentru participare, acest stil de conducere nu va avea efectele scontate.

Factorii limitativi ai stilului de conducere participativ vor fi, în primul rînd, caracteristicile de ordin psihologic şi comportamental şi factorii organizatorici.

În orice întrerupere există o ierarhie a valorilor, atitudini şi cerinţe ale angajaţilor, de care trebuie să se ţină seamă. Indivizii care consideră că nu au dreptul să participe la acţiuni de decizie, deşi sînt în minoritate, există totuşi, iar dacă conducerea va neglija existenţa lor, eforturile spre aplicarea metodei participative vor eşua.

De asemenea, complexitatea structurii organizatorice (dependenţa excesivă dintre membrii unei organizaţii) poate influenţa succesul metodei.

În cazul unor activităţi unde interdependenţa dintre angajaţi este mare, rezolvarea unor probleme pe baze individuale nu va avea succes.

În final, se poate spune că aplicabilitatea acestei metode va fi puternic determinată de calitatea fluxului informaţional şi, în special, de informaţiile valoroase de care dispun subordonaţii şi de încrederea în conducătorii lor.

Metode analitice și grafice pentru determinarea rapidă a consumului de cocs la furnale, în cazul utilizării diverșilor combustibili auxiliari

Ing. N. Constantin, ing. V. Geantă, ing. D. Bunea și dr. ing. R. Șaban
Institutul Politehnic București

CZ : 662.749.2 : 669.162.16

În cazul utilizării gazului metan drept combustibil auxiliar la furnale, de o mare importanță este valoarea indicelui de înlocuire a cocsului prin gazul metan. Acest model matematic conține, ca primă ecuație de calcul, relația care dă valoarea indicelui de înlocuire a cocsului de către gazul metan ($I^{CH_4}_{cocs}$), în funcție de conținutul de carbon fix al cocsului (C_{fix}) și de volumul de gaz metan utilizat $V_{(CH_4)}$:

$$I^{CH_4}_{cocs} = \frac{1}{C_{fix}} (3{,}2\ V_{(CH_4)} - 0{,}0228 V^2_{(CH_4)} - 7{,}39) \frac{kg\ cocs}{Nm^3 CH_4} \quad (1)$$

Întrucît carbonul fix din cocs variază în limite strînse, considerîndu-se o valoare constantă de 85%, relația pentru indicele de înlocuire devine :

$$I^{CH_4}_{cocs} = 0{,}0376\ V_{(CH_4)} - 2{,}68 \cdot 10^{-4} V^2_{(CH_4)} - 0{,}0869 \quad (2)$$

Grafic, această corelație este prezentată în figura 1.

În continuare, modelul prezentat în ecuația (2) utilizează următoarele variabile independente :

t_a este temperatura aerului cald suflat în creuzet, °C;
O_2 — conținutul de oxigen în aerul suflat, %;
β — ponderea procentuală de carbon din cocs ars la gura de vînt, %.

Cu ajutorul acestui model se obțin următoarele variabile dependente :

V_a este volumul de aer umed suflat, Nm^3/t fontă;
V_g — volumul de gaz rezultat din reacțiile desfășurate în zona de ardere, Nm^3/t fontă;
T_t — temperatura teoretică din zona de ardere, °C;
N_2 — conținutul de azot în aerul suflat, %.

Funcția obiectivă a modelului este consumul specific de cocs tehnic fizic notat K_{tf}, t/t fontă.

Ecuațiile modelului matematic sînt :

$$V_a = \frac{0{,}933\ \beta \cdot K_{tf} \cdot C_{fix} + 50 V_{(CH_4)}}{O_2}, Nm^3/t fontă \quad (3)$$

$$V_g = 0{,}00933 \cdot \beta \cdot K_{tf} C_{fix} + 2{,}5\ V_{(CH_4)} + 0{,}9338. \frac{\beta \cdot K_{tf} C_{fix}}{O_2} + 50 \frac{V_{(CH_4)}}{O_2},\ Nm^3/t\ fontă \quad (4)$$

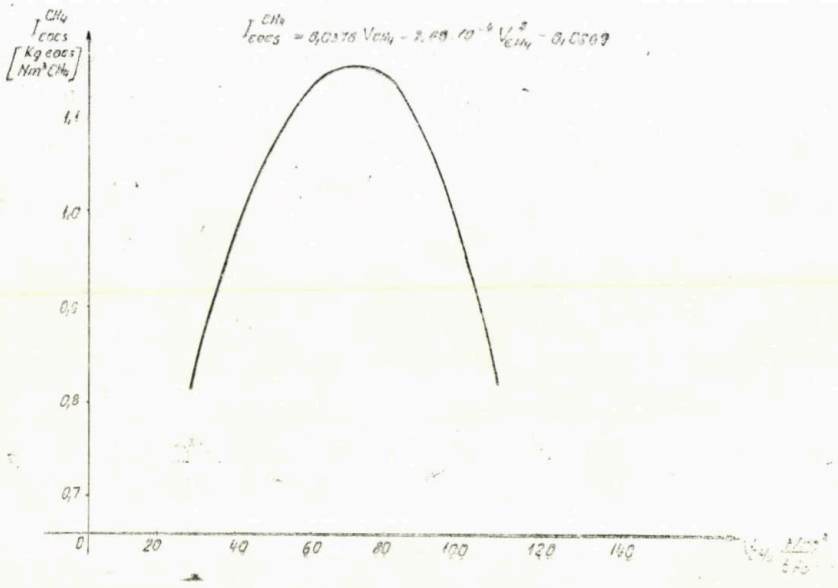


Fig. 1. Reprezentarea grafică a corelației : $I^{CH_4}_{cocs} = f(V_{CH_4})$

Utilizînd expresiile obținute pentru V_a și V_g și considerînd pentru temperatura teoretică din zona de ardere o valoare $T_t = 1\,850°C$, care ne oferă garanția unei funcționări normale a furnalului se obține K_{tf}, în funcție de variabilele independente și dependente, prezentate anterior.

Relația $K_{tf} = f(X_i)$ devine:

$$K_{tf} = \left(0{,}885\ T_t V_{CH_4} + 17{,}5 \frac{T_t V_{CH_4}}{O_2} - \right.$$

$$- 439\ V_{CH_4} - 16{,}9 \cdot \frac{t_a V_{CH_4}}{O_2} + 1290 \frac{V_{CH_4}}{O_2} \Bigg) \Big/$$

$$/(23{,}40 \cdot \beta \cdot C_{fix} + 0{,}315 \cdot \frac{t_a \cdot \beta \cdot C_{fix}}{O_2} -$$

$$- 24{,}10 \frac{\beta \cdot C_{fix}}{O_2} - 0{,}0033\ T_t \cdot \beta \cdot C_{fix} -$$

$$- 0{,}325 \frac{\beta \cdot T_t C_{fix}}{O_2}) \qquad (5)$$

Relația mai poate fi simplificată, considerînd pentru C_{fix} o valoare de 85%, iar pentru $\beta = 0{,}7$.

Forma simplificată a dependenței $K_{tf} = f(X_i)$ este următoarea:

$$K_{tf} = \left(1242{,}5\ V_{CH_4} + 34540 \frac{V_{CH_4}}{O_2} - \right.$$

$$- 16{,}9 \frac{t_a V_{CH}}{O_2} \Bigg) : \Bigg(1018{,}5 + 18{,}74 \frac{t_a}{O_2} -$$

$$- 38175{,}2 \frac{1}{O_2}) \qquad (6)$$

Utilizînd pentru T_a o valoare de 1 100°C, pentru O_2 o valoare constantă de 24%, se obține corelația simplă dintre K_t și $V_{(CH_4)}$:

$$K = 5{,}32\ V_{(CH_4)} + 0{,}037\ V^2_{(CH_4)} - 2{,}68 \cdot 10^{-42} V^3_{(CH_4)} \qquad (7)$$

Această corelație este redată în figura 2.

În figura 3 este prezentată nomograma relației:

$$K_{tf} = f\,(V_{(CH_4)},\ O_2,\ t_a)$$

Stabilirea corelațiilor dintre valorile parametrilor de suflare în cazul funcționării furnalelor cu cocs, gaz metan și praf de cărbune

În cazul funcționării furnalelor cu adaos de combustibil auxiliar gazos (CH_4) și solid (praf de cărbune), parametrii de suflare, precum și consumul specific de cocs, sînt influențați atît de cantitatea de CH_4, notată $V_{(CH_4)}$, cît și de cantitatea de cărbune notată P.

Modelul matematic elaborat în această variantă este format din ecuații care permit determinarea volumului de aer necesar arderii V_a, volumului de gaz rezultat din ardere V_g și a funcției obiectiv a modelului, consumul specific de cocs K_{tf}, în funcție de variabilele $V_{(CH_4)}$, P, O_2, t_a, T_t, C_{fix}.

Pentru praful de cărbune se consideră o compoziție constantă, și anume: C_{liber} = = 56,12%; apă (W) = 4%; volatile (V) = = 40%; cenușă (A) = 9,6%.

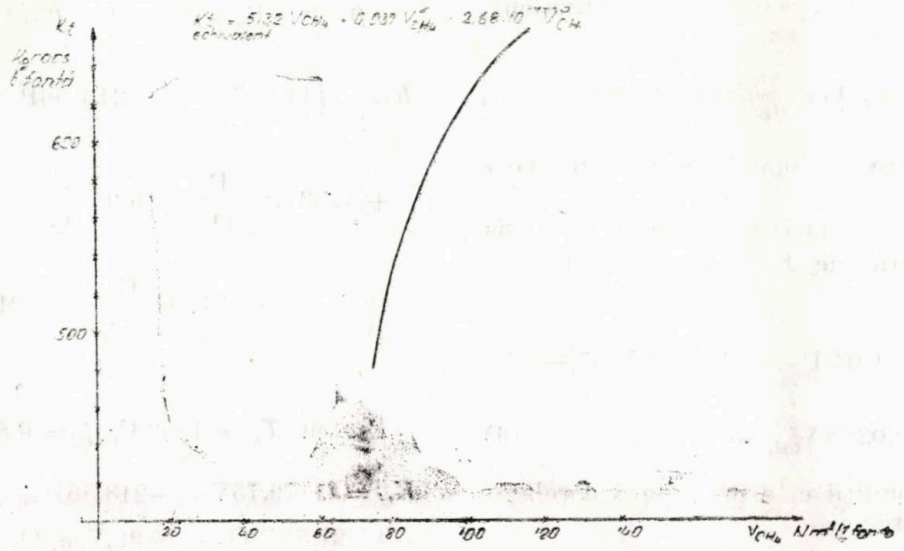


Fig. 2 Reprezentarea grafică a corelației: $K_t = f(V_{CH_4})$

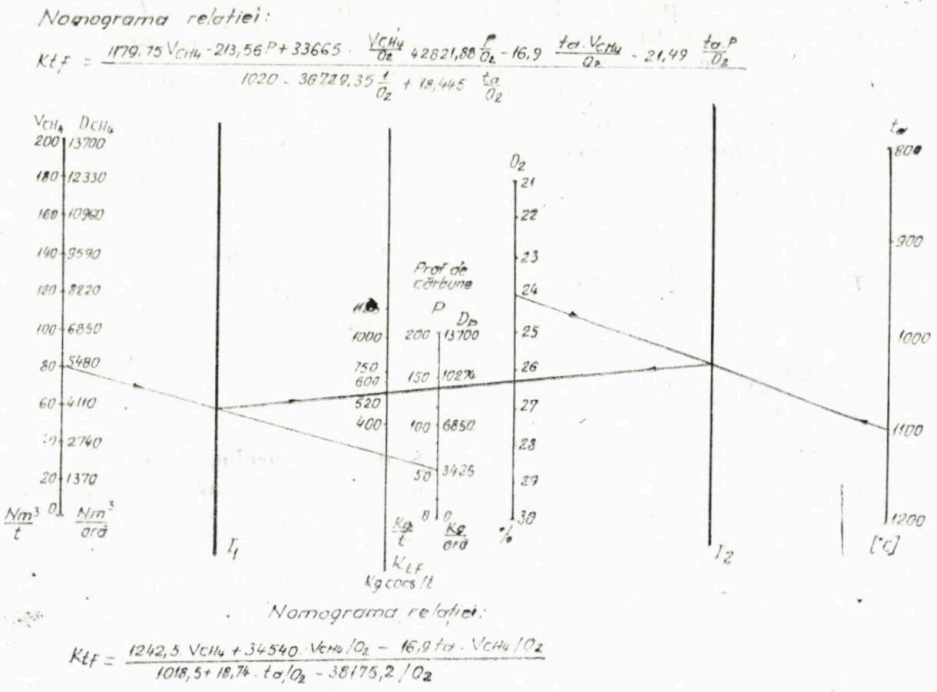


Fig. 3. Nomograma relației $K_{tf} = f(V_{CH_4}, O_2, ta)$

Compoziția volatilelor se consideră constantă, și anume:

$CH_4 = 30\%$	$CO = 25\%$
$H_2 = 13\%$	$CO_2 = 10\%$
$C_2H_2 = 10\%$	$H_2S = 3\%$
$C_6H_6 = 1\%$	$N_2 = 3\%$

Pentru indicele de înlocuire a cocsului de către praful de cărbune, se adoptă o valoare de 1,04 kg cocs/kg praf.

Cantitatea totală de cocs tehnic echivalent, K_t, kg cocs/t, fontă este:

$$K_t = K_{tf} + I^{CH_4}_{cocs} V_{CH_4} + 1{,}09\ P,\ T/t \qquad (8)$$

în care: K_t este consumul specific de cocs tehnic fizic.

Înlocuind $I^{CH_4}_{cocs}$ cu relația (1) se obține expresia lui K_{tf}, în funcție de P, $V_{(CH_4)}$, C_{fix}, care este următoarea:

$$K_{tf} = K_t - 1{,}04\ P - \frac{V_{CH_4}}{C_{fix}} (3{,}2\ V_{CH_4} - 0{,}0228\ V^2_{CH_4} - 7{,}39) \qquad (9)$$

În aceleași condiții este prezentată corelația următoare dintre:

$$V_g = f(\beta, K_{tf}, C_{fix}, V_{(CH_4)}, P, O_2)$$

$$V_g = 0{,}00927 \cdot \beta \cdot K_{tf}\, C_{fix} + 2{,}5\ V_{CH_4} + 1{,}624\ P + 0{,}933 \cdot \beta\ K_{tf} \cdot C_{fix}/O_2 + 50\ V_{CH_4}/O_2 + 63{,}6\ P/O_2 \qquad (10)$$

Prelucrînd relațiile prezentate și introducînd unele simplificări bazate pe date de exploatare ale furnalelor de 1000 m³ de la C. S. Hunedoara, se obțin corelații complexe pentru K_t, prezentate în continuare, împreună cu condițiile în care acestea au fost stabilite:

$$K_{tf} = (0{,}35\ T_t V_g - 1264{,}36\ P - 439\ V_{CH_4} - 0{,}338\ t_a V_a + 25{,}80\ V) : (23{,}40 \cdot \beta \cdot C_{fix}) \qquad (11)$$

$$K_{tf} = \left(1179{,}75\ V_{CH_4} - 213{,}56P + 33665\ \frac{V_{CH_4}}{O_2} + 42821{,}88\ \frac{P}{O_2} - 16{,}9\ \frac{t_a V_{CH_4}}{O_2} - 21{,}49\ \frac{P t_a}{O_2}\right) : \left(12\ C_{fix} - 432{,}11\ \frac{C_{fix}}{O_2} + 0{,}217\ \frac{t_a C_{fix}}{O_2}\right),\ t/t \qquad (12)$$

Pentru $T_a = 1850°C$, $\beta = 0{,}689$

$$K_{tf} = (1179{,}75 V_{CH_4} - 213{,}56P + 33665 V_{CH_4}/O_2 + 42821{,}88P/O_2 - 16{,}9 t_a V_{CH_4}/O_2 - 21{,}49 P t_a/O_2) : (12 C_{fix} - 432{,}11 C_{fix}/O_2 + 0{,}217 t_a C_{fix}/O_2) \qquad (13)$$

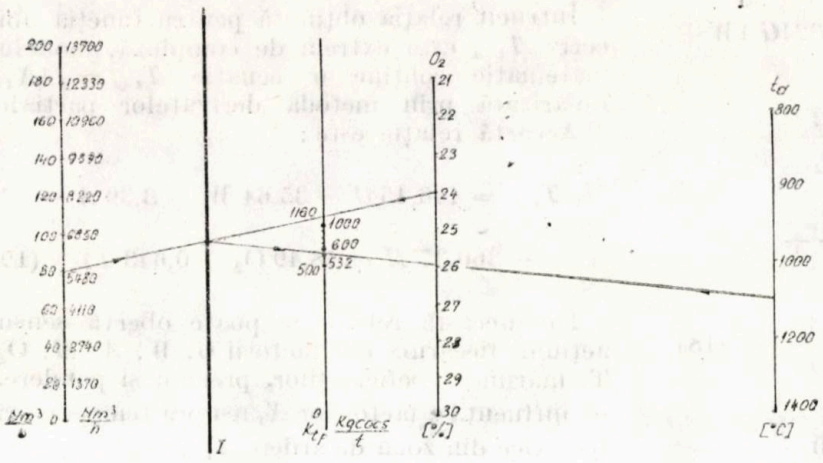


Fig. 4 Nomograma relației $K_{tf} = f(V_{CH_4}, P, O_2, ta)$

$$K_{tf} = (18{,}14 D_{CH_4} + 504{,}284\, D_{CH_4}/O_2 - 0{,}246\, t_a\, D_{CH_4}/O_2 : (1018{,}5 + 18{,}74\, t_a/O_2 - 38175{,}2\ 1/O_2) \quad (14)$$

$$K_{tf} = (17{,}22\, D_{CH_4} - 3{,}12\, D_P + 491{,}5\, D_{CH_4}/O_2 + 625{,}2\, D_P/O_2 - 0{,}246\, t_a\, D_{CH_4}/O_2 - 0{,}313\, t_a\, D_q/O_2) : (1020 - 36729{,}35\ 1/O_2 + 18{,}445\, t_a/O_2) \quad (15)$$

unde : K_{tf} este consumul specific de cocs tehnic fizic, kg/t fontă ;

D_{CH_4} — debitul de CH_4, $Nm^3 CH_4/h$;

D_P — debitul de praf de cărbune, kg praf cărbune/h ;

t_a — temperatura aerului suflat, °C ;

O_2 — conținutul de oxigen din aer, % ;

În figura 4 este prezentată nomograma corelației $K_{tf} = f(K).X_i$

Corelarea valorilor parametrilor de suflare în cazul funcționării furnalelor cu cocs, gaz metan și gudron de huilă

Întrucît gudronul de huilă prin conținutul său în C și H_2 poate fi utilizat drept combustibil auxiliar la furnale, modelul matematic prezentat în acest paragraf oferă relații de calcul pentru indicele de înlocuire a cocsului de către gudron I_{cocs}^{gudron} și pentru temperatura teoretică din zona de ardere T_t, considerată ca funcție obiectiv a modelării.

Compoziția de calcul considerată pentru gudronul anhidru este următoarea :

C_{liber}	= 55%	CO	= 0,5%
C_2H_2	= 33,4%	N_2	= 0,2%
CH_4	= 9,7%	A	= 0,15%
CS_2	= 1,1%		

S-au utilizat următoarele variabile independente :

W este umiditatea gudronului, % ;

A — cantitatea de abur utilizată la injectarea gudronului, kg/t gudron ;

G — consumul specific de gudron, kg gudron/kg carbon din cocs ars la gurile de vînt ;

M — consumul specific de CH_4, $Nm^3 CH_4$/kg C ars la gurile de vînt ;

G_1 — consumul specific de gudron, kg/t fontă ;

M_1 — consumul specific de CH_4, Nm^3/t fontă ;

O_2 — % oxigen din aerul suflat, % ;

T — temperatura aerului cald suflat în creuzet, °C.

Modelul matematic oferă relații de calcul pentru volumul de aer necesar arderii V_a, volumul de gaz obținut prin ardere V_g și ca funcție obiectiv temperatura teoretică din zona de ardere ($T_{t\,za}$), °C.

Ecuațiile modelului sînt :

$$I_{cocs}^{gudron} = 1{,}18 - 0{,}0191\, W - 0{,}0005769\, A + 0{,}0000056\, A\, W, \text{ kg cocs/kg gudron}$$

$$V_a = \frac{93{,}3 + 87\, G + 50\, M - 1{,}49\, GW - 0{,}062\, GA + 0{,}00062\, G\, A\, W}{O_2}, \text{ Nm}^3\text{aer/t}$$

$$V_g = 1{,}86 + 2{,}3\, G + 3\, M + V_a\,(1 - 0{,}01\, O_2) - 0{,}01\, G\, W + 0{,}00123\, G\, A - 0{,}0000123\, G\, A\, W, \quad \text{Nm}^3\text{gaz/t} \quad (17)$$

$$T_{t\,za} = \Big[2340 + 1772{,}4G + 439M + 0{,}0321GAW +$$

$$+ 31{,}7\frac{T}{O_2} + 29{,}6\frac{GT}{O_2} + 17\frac{MT}{O_2} -$$

$$- 0{,}5\frac{GWT}{O_2} - 0{,}021\frac{GAT}{O_2} +$$

$$+ 0{,}00021\frac{GAWT}{O_2} + 38{,}44\frac{GW}{O_2} + \quad (18)$$

$$+ 1{,}59\frac{GA}{O_2} - 0{,}015\frac{GAW}{O_2} - 1290\frac{M}{O_2} -$$

$$- 2245{,}9\frac{G}{O_2} - 2407{,}14\frac{1}{O_2} - 3{,}212GA -$$

$$- 55{,}74GW \Big] : \Big[(0{,}327 + 0{,}5G + 0{,}875M) +$$

$$+ 0{,}001445GW + 0{,}000647GWA +$$

$$+ 32{,}65\frac{1}{O_2} + 30{,}46\frac{G}{O_2} + 17{,}5\frac{M}{O_2} +$$

$$+ 0{,}52\frac{GA}{O_2} - 0{,}0216\frac{GAT}{O_2} +$$

$$+ 0{,}0002169\frac{GAW}{O_2} \Big) \Big]$$

Întrucît relaţia obţinută pentru funcţia obiectiv $T_{t\,za}$ este extrem de complexă, modelul matematic conţine o ecuaţie $T_{t\,za} = f(X_i)$, liniarizată prin metoda derivatelor parţiale. Această relaţie este :

$$T_{t\,za} = 466{,}45\,G - 35{,}64\,W + 3{,}39\,A -$$

$$- 360{,}37\,M + 18{,}49\,O_2 + 0{,}643\,T) \quad (19)$$

Din această relaţie se poate oberva sensul acţiunii fiecăruia din factorii G, W, A, M, O_2, T, mărimea coeficienţilor, precum şi ponderea de influenţă a factorilor X_i asupra temperaturii teoretice din zona de ardere $T_{t\,za}$.

BIBLIOGRAFIE

[1] Staib, C. *Consideraţii teoretice asupra automatizării conducerii furnalelor.* J.I.S. Amsterdam, 1965.

[2] Yamazaki, S. *Îmbogăţirea aerului în oxigen şi injectarea hidrocarburilor în furnale.* In : Transaction ISIJ, Japonia, nr. 4, 1973.

[3] Savalov, N. I. *Reducerea consumului de cocs la elaborarea fontei în furnale.* In : Stal, U.R.S.S., nr. 8, 1982.

[4] Sakamoto, Y. *Dezvoltarea şi îmbunătăţirea metodelor de măsurare pentru comanda cu calculatorul a furnalului. În* : Transaction ISIJ, Japonia, nr. 7, 1986.

[6] Efimenco, G. *Metallurghia eiuguna.* Kiev, 1970.

[7] Sawada, T., Motozo, Y. *Model matematic pentru consumul minimal de cocs.* In : Transaction ISIJ, Japonia, nr. 9, 1980.

[8] Iaroşevski, *I. Particularităţile regimului termic al creuzetului la funcţionarea furnalului cu insuflare de gaz natural şi praf de cărbune.* In : Stal, U.R.S.S., nr. 4, 1986

REVISTA REVISTELOR

Neue Hütte, R.D.G., nr. 5, 1990

Neomogenitatea titanului în lingourile din fontă din oţeluri anticorosive stabilizate cu titan, p. 81 — Adaosul de vanadiu controlat, destinat finisării şi fixării matriţei din oţel în bare de C-Mn, laminat la cald, p. 89 — Influenţa nichelului, cromului şi carbonului asupra rezistenţei la carburare a pieselor austenitice turnate din oţel, p. 92 — Efecte asupra comportării la rupere a oţelurilor ledeburitice pentru scule, p. 96 — Influenţa geometriei epruvetelor asupra rezistenţei la rupere prin exemplul oţelurilor rapide aliate cu niobiu, p. 100.— Influenţa tehnologiei de fabricare asupra densităţii sîrmei laminate, p. 106 — Determinarea plumbului din oţel prin intermediul analizei electrochimice spectrale de absorbţie a atomilor, p. 108 — Măsurări asupra viscozităţii aliajului $Cu_{56}Zr_{44}$ amorf, cu o viteză constantă de încălzire, cu ajutorul analizorului TM, p. 111 — Considerarea utilităţii, pe baza utilizării, a produselor metalurgice înnobilate, la stabilirea preţurilor produselor metalurgice finite, p. 113 — Rezultate de exploatare a oalelor de turnare a oţelului cu căptuşeală alcalină cu un conţinut nominal de 40 t, într-o oţelărie electrică, p. 115 — Principiile dezvoltării noilor procedee şi echipamente pentru ajustarea oţelului în profiluri fine, laminat la cald, p. 116 — Tendinţele de dezvoltare ale producţiei de tablă şi bandă acoperite cu aluminiu zinc şi utilizarea acestoa, p. 116.

Ing. D. Dobrovici, ing. N. Constantin,
dr. ing. I. Şoit-Vizante şi ing. V. Geantă
Institutul Politehnic Bucureşti
ing. Mariana Hriţac şi ing. M. Hriţac
I.C.E.M.

Informaţii asupra utilizării în încărcătura furnalului a materialelor greu fuzibile, în scopul protejării căptuşelii creuzetului şi vetrei

CZ : 669.162.262 : 666.78

Protejarea căptuşelii refractare a creuzetului şi vetrei împotriva acţiunii agresive a fontei şi zgurii se realizează, în mod obişnuit, prin răcirea cu apă a zidăriei, iar controlul şi urmărirea progresării uzurii se efectuează cu izotopi radioactivi şi prin măsurarea temperaturilor în vatră, cu ajutorul termocuplurilor.

În ultimele decenii, mai ales după generalizarea căptuşelilor carbonice la vatră-creuzet, s-a acordat atenţie depunerilor de carbon sub formă de grafit pe pereţii inferiori ai creuzetului, aşa încît a intrat în practica curentă ca, după punerea în funcţiune a unui furnal, acesta să elaboreze timp de 10—15 zile fontă cenuşie. Nu s-a acordat vreo atenţie posibilităţilor de depunere a unor compuşi greu fuzibili, deşi există suficientă practică în lume de elaborare a fontei din încărcături de minereuri care conţin titan şi vanadiu (U.R.S.S. — titanomagnetite, Suedia, Germania etc.). S-a acordat atenţie mai ales influenţelor asupra viscozităţii zgurilor [5]—[8].

Informaţii privind efectele constatate ale titanului asupra durabilităţilor vetrelor provin mai ales din Japonia, din ultimele două decenii; cercetări mai aprofundate în această problemă sînt de dată mai recentă. În ultimii ani s-a acordat atenţie şi efectelor titanului de micşorare a conţinutului de azot din fonte.

Se relatează că la Uzinele Fukuyama (Fi-1969), după ce s-au înregistrat temperaturi de 200 şi 300°C la un termocuplu situat la 1000 mm de la vatră (nivelul iniţial), a fost micşorată uşor productivitatea furnalului şi s-a adăugat TiO_2 începînd cu 5—7 kg/t; temperatura a revenit la nivelul iniţial de 100°C. În prezent, la uzinele Fukuyama, introducerea de 5—7 kg TiO_2/t a devenit o practică obişnuită, iar la creşterea temperaturilor măsurate la termocuplurile din vatră, se trece la 10 kg/t. Se evită încărcarea de cantităţi mari de TiO_2 pe perioade îndelungate. Se consideră că excesul de compuşi titaniferi conduce la sedimentarea carbonitrurii de titan la suprafaţa bucăţilor de cocs din zona centrală a creuzetului şi etalajului, încît scurgerea zgurii şi circulaţia gazelor prin această zonă poate deveni dificilă.

La uzina Kashima (F3—5050 m³) a fost mărit adaosul de TiO_2 de la cca 5—6 la peste 15 kg/t, atunci cînd s-au înregistrat încălziri locale în peretele creuzetului (fig. 2). După practica stabilită aici, adaosurile mărite de TiO_2 sînt limitate la cca 15 zile.

Din U.R.S.S. este cunoscută adăugarea de concentrate cu ilmenit (1,5—2,5%, TiO_2) şi deşeuri metalice de ferovanadiu şi ferotitan, la furnalele de la Combinatul metalurgic Krivorojstal, cu rezultate favorabile. Se insistă asupra avantajelor funcţionarii furnalelor calde şi bazice, precum şi asupra încercării adaosurilor greu fuzibile în zona axială a gurii furnalului.

O cercetare amănunţită asupra formării şi depunerii carbonitrurilor de titan în creuzetul furnalului a fost efectuată la furnalul nr. 5 de la uzina Chiba — Japonia, de 2142 m³, după oprirea acestuia pentru reparaţie capi-

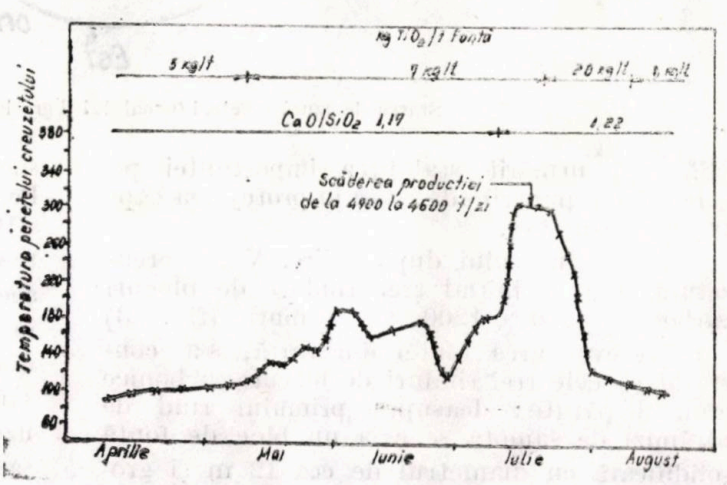


Fig. 1. Măsurători efectuate în 1969 privind creşterea temperaturii peretelui creuzetului la furnalul nr. 1 de la Fukuyama

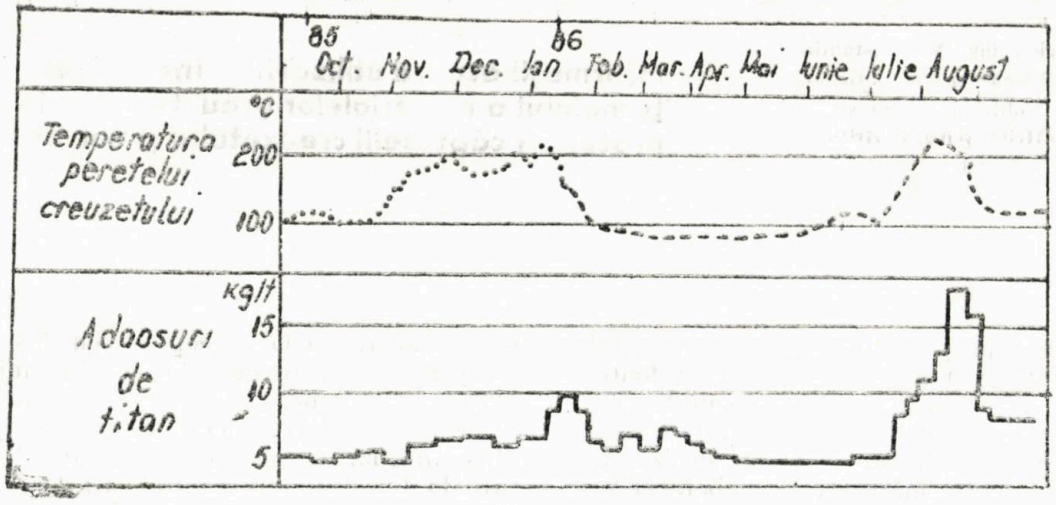


Fig. 2 Rezultatele introducerii de TiO în încărcătura furnalului nr. 3 de la Kashima

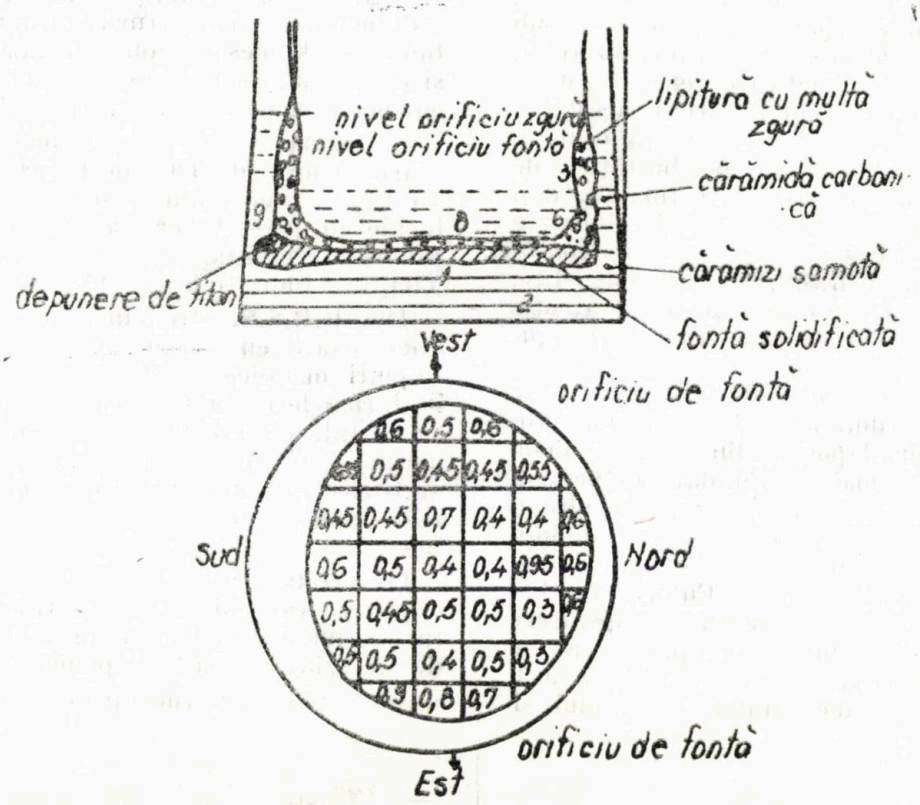


Fig. 3. Starea de uzură a vetrei furnalului și grosimea blocurilor de fontă din vatră

tală; s-a urmărit stabilirea importanței pe care o au depunerile de titan în protejarea căptușelii refractare.

Starea creuzetului după golire. Vatra creuzetului a avut inițial trei rînduri de blocuri carbonice (600 × 1200 × 800 mm) (fig. 3)

După evacuarea fontei din vatră, s-a constatat că cele trei rînduri de blocuri carbonice erau dispărute; deasupra primului rînd de cărămizi de șamotă se afla un bloc de fontă solidificată cu diametrul de cca 12 m și grosimea de cca 0,5 m (detalii în figura 3, jos). Pe suprafața blocului de fontă din vatră se aflau resturi de fontă, de la fonta lichidă care fusese evacuată din vatră. După aspectul acestora, a rezultat că blocul de fontă se află în stare solidă atunci cînd s-a evacuat fonta din vatră. Pe figura 3, jos, sînt indicate grosimile blocului de fontă. Se remarcă faptul că uzura ajunsese la limita material carbonic/șamotă și, la acest nivel, a progresat către

manta (sus). O probă luată din blocul de fontă, împărțită pe cinci niveluri (proba 1) a prezentat un conținut de carbon de 2%, iar structura constă din perlită și cementită, fără separații de grafit.

Materialul de culoarea cuprului, găsit în rosturile vetrei la mai multe furnale oprite, are conținuturi mari de nitruri de titan. Titanul ajuns la locul de formare a nitrurii provine din cantitatea topită în fontă, iar azotul provine din zona de ardere din fața gurilor de vînt. Reacția titanului dizolvat și azot este următoarea :

$$[Ti] + 1/2\ N_2 = Ti\,N \qquad (1)$$

Produsul reacției Ti N este un corp solid ; deci : $S_{TiN} = 1$, iar constanta de echilibru a reacției se poate scrie :

$$\lg\ k_p = -\lg\ a_{Ti} - 1/2\ P_{N_2} \qquad (2)$$

unde : a_{Ti} este activitatea titanului în fontă și P_{N_2} este presiunea parțială a azotului. Activitatea titanului este influențată de conținutul de carbon și poate fi exprimată astfel :

$$\lg\ a_{Ti} = e^{C}_{Ti}\,[\%\,C] + \lg\ [\%\,Ti] \qquad (3)$$

unde e^{C}_{Ti} este coeficientul de activitate al carbonului [9], [10]. De aici rezultă :

$$\lg k = -e^{C}_{Ti}\,[\%\,C] - \lg\,[\%\,Ti] - 1/2\,\lg P_{N_2} \qquad (4)$$

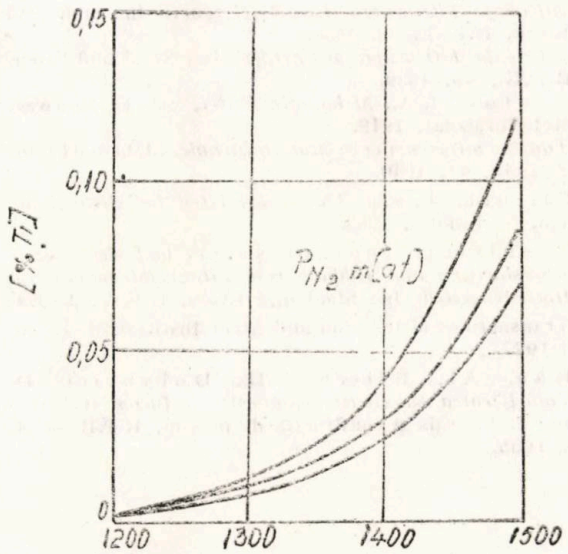


Fig. 4. Solubilitatea titanului în fonta cu 4%C

În figura 2 este redată solubilitatea titanului calculată cu relația de mai sus, în fontă cu 4% C pentru presiuni parțiale ale azotului între 1 și 3 atm. și $e^{C}_{Ti} = -0{,}039$. Solubilitatea titanului în fontă este mică și scade o dată cu temperatura. Titanul în exces se separă ca faza solidă (nitrura de titan).

Experimentările de laborator efectuate la Kawasaki Steel au arătat că, la temperaturi cuprinse între 1 100 și 1 450°C și într-un curent de azot, titanul este transportat pe verticala prin fonta lichidă și solidă și se acumulează după un timp relativ îndelungat, sub forma de nitrură de titan, la baza unei probe de fontă așezată într-un creuzet cilindric vertical din alumină, încălzit astfel încît la bază să aibă 1100°C, iar la partea superioară 1 450°C ; partea inferioară a probei se află în stare solidă, iar restul de cca 70% din înălțime este în stare lichidă ; titanul s-a adăugat la partea superioară sub formă de ferotitan. În acest mod, a fost reprodus în laborator procesul care are loc în furnal, în urma căruia se formează acumulări de nitruri de titan în fonta din vatră, chiar dacă se află în stare solidă.

Concluzii din examinarea depunerilor de titan din vatra furnalelor

O parte din materialul de culoarea cuprului din depunerile de la furnalul nr. 5 Chiba a fost încălzită într-un mic cuptor electric la 1 500°C, în atmosferă de azot. S-a separat prin topire o fontă cu următoarea compoziție : 2,08% C ; 0,21% Si ; 0,64% Mn ; 0,016% P și 0,22% S ; (au rămas cristale bine formate, din analiza cărora a rezultat că acestea constau dintr-un amestec de nitrură de titan și fier.) Formarea lor a avut loc într-o perioadă lungă de timp, în fonta pătrunsă în rosturile vetrei, unde titanul și azotul din fontă formează nitruri și carbonitruri ; o dată cu scăderea cantității de titan dizolvat în fontă vor fi extrase noi cantități de metal din baia metalică. Procesul de formare a depunerilor de titan din zona inelară de trecere de la creuzetul inferior la vatră este complicat deoarece sînt prezente numeroase faze : cocs, fontă lichidă, zgură, gaze și materiale refractare. Depunerile de titan constau din carbonitruri de titan, fontă, zgură și cocs ; se găsesc și oxizi inferiori ai titanului (TiO ; Ti_2O_3).

Analizele efectuate asupra depunerilor de titan și asupra cristalelor de Ti(C, N), din fonta solidificată în vatra furnalului nr. 1 Kakogawa, au stabilit existența de cristale de Ti(C, N) cu conținuturi diferite și diferit colorate de carbon și azot. S-a constatat o evoluție a culorilor de la galben-portocaliu către roșu-purpuriu, pe măsură ce Ti(C, N) devine mai bogat în TiC. În tabelul 1 sînt caracterizate carbonitrurile de titan găsite la furnalul nr. 1 Kakogawa.

Temperaturile de cristalizare estimate ale carbonitrurilor de titan sînt de ordinul a 1 580 — 1 650°C.

În informările și studiile asupra formării și comportării depunerilor complexe de carbonitruri de titan, se apreciază ca acestea con-

stituie un strat protector împotriva distrugerii căptușelii refractare a creuzetului și a vetrei furnalelor.

Caracteristicile carbonitrurilor de titan găsite în vatra furnalului nr. 1 Kakogawa

Locul de formare a Ti(C, N)	Culoarea	Compoziția, % mol., TiC
În porțiunea erodată a peretelui creuzetului	galben-portocaliu	11
	purpuriu	27
	purpuriu-violet	32
În „ursul" din vatră	galben	8
	purpuriu-violet	42
	-„-	37
	-„-	45
Pe suprafața cărămizii de șamotă a vetrei	galben-purpuriu	11
	roșu-pourpuriu	17
În rosturile cărămizilor vetrei	roșu-purpuriu	16
	galben	8
	-„-	11

Concluzii

În urma cercetării unor furnale din Japonia, oprite pentru reparație capitală, a fost constatată prezența unor cantități importante de carbonitruri de titan în rosturile din vatră și în fontă, care pătrunsese în zonele cu uzuri avansate din vatra sau din pereții creuzetului.

Depunerile de titan constau din cristale dense de carbonitruri de titan, în amestec cu fontă, zgură și cocs. Depunerile de compuși ai titanului, care au temperaturi înalte de topire, consolidează și protejează căptușeala refractară împotriva fontei lichide.

Formarea în creuzetul furnalului a compușilor de titan greu fuzibili și migrarea lor către fundul creuzetului sînt confirmate prin calcule termodinamice și experimentări de laborator.

Datorită efectului depunerilor de titan de protejare a căptușelii refractare din zona inferioară a furnalului, la furnalele japoneze, precum și la unele furnale din U.R.S.S., încărcarea bioxidului de titan a intrat în practica curentă. Se încarcă în permanență 5—7 kg TiO_2 pe tona de fontă, iar dacă se constată creșterea temperaturilor în zidăria refractară adaosul de TiO_2 este mărit la 10—20 kg/t. Se evită atît de mult consumurile mari de TiO_2 pe perioade mai lungi de 15—20 zile, încît, după ce se constată micșorarea sau stabilizarea temperaturilor în vatră, se revine la încărcătura normală.

Datele din literatura de specialitate semnalează ca, la creșterea adaosurilor de TiO_2, să se înregistreze mici scăderi de productivitate, creșteri ale consumului specific de cocs (cu 1—1,5%) și creșteri ale viscozității zgurii. De asemenea, sînt semnalate, fără să fie analizate, efecte negative ale zgurilor cu titan asupra rezistenței cocsului.

Rezultă de aici că utilizarea de adaosuri de TiO_2 în încărcătura furnalului impune o anumită prudență, fiind necesar să se lucreze cu adaosuri mici de minerale titanifere și cu urmărirea atentă a comportării furnalului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Vacu, Silvia, ș.a. *Metalurgia feroaliajelor.* București, Ed. Didactică, 1980.

[2] Tripsa, I. *Metalurgia feroaliajelor.* București, Ed. Didactică, 1966.

[3] Mess, W., Mayer, S., Schulz, H. *Die Reduktion von Titandioxid im Hochofen.* In: Stahl und Eisen, R.F.G., 1973.

[4] Haastert, H. ș.a. *Erzeugung von Titanhaltigen Roheisen mit niedrigem Stickstoffgehalt*: In: Stahl und Eisen, R.F.G., 1973.

[5] *Influența TiO asupra viscozității zgurii.* In: Stahl und Eisen, R.F.G., 38, 1938.

[6] *Influența TiO asupra viscozității.* In: Stahl und Eisen, R.F.G., 49, 1939.

[7] Pavlov M. A., *Metalurgia fontei,* vol. II, Moscova, Metallurgizdat, 1949.

[8] *Topirea minereurilor cu titan în furnale.* Stahl und Eisen, 22/1940, 41, 1940.

[9] Elliott, J., ș.a. *Thermochemistry for steelmaking.* Vol. 2, Londra, 1983.

[10] Toshiring, Inatani ș.a. *Verlauf der Roheisenerstarrung und Bildung von Titanverbindungen im Hochofengestell.* In: Stahl und Eisen, R.F.G., 2/1974.

[11] Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 4/1977.

[12] Rău, Al., Briscan, D., Dobrovici, D. *Valorificarea bauxitelor românești în furnal (C.S.H.).* In: Metalurgia și construcția de mașini, R.P.R. nr. 4, 5, 1955.

Prof. dr. ing. E. Florian
și ing. S. Ciucă
Institutul Politehnic București

Contribuții la studiul refractarității materialelor metalice

CZ : 666.74 : 669.018

Considerații generale

Definită ca rezistența la oxidare la temperaturi ridicate, refractaritatea materialelor metalice, în general, și a oțelurilor, în special, reprezintă o caracteristică de exploatare extrem de importantă, dată fiind multitudinea și diversitatea organelor de mașini, agregate sau instalații, care lucrează la temperaturi ridicate, în medii oxidante. Nu de multe ori, fiabilitatea acestor instalații depinde, limitat, de modul în care răspund materialele respective la acțiunea corosivă a mediilor oxidante, în condiții de temperatură ridicată. Astfel, refractaritatea devine o caracteristică de exploatare de maximă importanță din al cărei punct de vedere trebuie caracterizate materialele metalice din care se confecționează produsele destinate să lucreze în aceste condiții.

Deși sînt cunoscute în acest moment, în lume, foarte multe materiale, destinate funcționării în condițiile amintite, materiale cunoscute în general sub denumirea de „materiale refractare", caracterizarea lor din punct de vedere cantitativ este încă discutabilă. Astfel, fie că nu există, în standardele de materiale ale diferitelor țări care produc și utilizează astfel de materiale, mărimi (indici) unitare, care să permită comparația și caracterizarea materialelor respective, în funcție de condițiile concrete (temperatură, durată, caracteristicile mediului etc.) de exploatare, fie că stabilirea valorii unui anumit indice necesită condiții extrem de costisitoare (zeci sau chiar sute de mii de ore de funcționare) uneori practic imposibil de realizat în condiții de laborator.

În aceste condiții, lucrarea aduce în discuția specialiștilor problematica extrem de complexă a caracterizării materialelor metalice din punct de vedere al refractarității, propunînd, pe de o parte, indicii de refractaritate și, pe de altă parte, o metodă accesibilă de determinare și verificare a acestor indici.

Cinetica oxidării materialelor metalice și indicii de refractaritate

Cinetica oxidării materialelor metalice se prezintă sub forma variației în timp, la temperatură constantă a unor mărimi care caracterizează oxidarea lor. Fără să se facă o inventariere a acestor indici, se vor aminti în continuare numai aceia care, după părerea autorilor, dau o imagine cantitativă, completă a procesului de oxidare. Considerînd numai oxidarea uniformă a probei metalice, aceste caracteristici se pot grupa în felul următor :

Caracteristicile gradului de oxidare uniformă

— Micșorarea specifică de masă m a materialului :

$$m = \frac{M_0 - M}{S} \qquad (1)$$

unde : M_0 este masa inițială a probei ;
M — masa finală (după înlăturarea completă a produselor oxidării) ;
S — aria suprafeței totale a probei, presupusă nemodificată în procesul de oxidare.

— Adîncimea de coroziune uniformă a metalului, h :

$$h = \frac{m}{d} = \frac{M_0 - M}{dS} \qquad (2)$$

d este densitatea metalului.

— Creșterea specifică de masă μ ca urmare a aportului de oxigen din suprafața metalului :

$$\mu = \frac{M' - M_0}{S} \qquad (3)$$

M' este masa probei metalice după oxidare.

— Grosimea peliculei de oxid formată la suprafața probei, δ

$$\delta = \frac{m + \mu}{\rho} = \frac{M' - M_0}{\rho . S} \qquad (4)$$

ρ este densitatea oxidului.

Caracteristicile intensității coroziunii uniforme: — caracteristicile vitezei de coroziune la momentul t

— viteza reală (momentană) de micșorare a masei probei metalice prin înlăturarea produse-

lor oxidării :

$$V_m = \frac{dm}{dt} = \frac{1}{S} \cdot \frac{dM}{dt} \tag{5}$$

— viteza reală (momentană) de creștere a adîncimii de coroziune uniformă :

$$V_h = \frac{dh}{dt} = \frac{1}{d} \cdot \frac{dm}{dt} = \frac{1}{Sd} \cdot \frac{dM}{dt} \tag{6}$$

— viteza reală (momentară) de creștere a masei probei metalice, determinată de aportul de oxigen, ca urmare a formării oxidului :

$$V_\mu = \frac{d\mu}{dt} = \frac{1}{S} \cdot \frac{dM'}{dt} \tag{7}$$

— viteza reală (momentană) de creștere a peliculei de oxid :

$$V_\delta = \frac{d\delta}{dt} = \frac{1}{\rho}\left(\frac{dm}{dt} + \frac{d\mu}{dt}\right) = \frac{1}{\rho \cdot S}\left(\frac{dM}{dt} - \frac{dM}{dt}\right) \tag{8}$$

Caracteristicile vitezei de coroziune într-un interval de timp $\Delta t = t_2 - t_1$ $(t_2 > t_1)$

— viteza medie de micșorare a masei probei metalice prin înlăturarea produselor oxidării :

$$\bar{V}_m = \frac{m_2 - m_1}{t_2 - t_1} = \frac{M_2 - M_1}{S\,(t_2 - t_1)} \tag{9}$$

— viteza medie de creștere a adîncimii de coroziune uniformă :

$$\bar{V}_h = \frac{h_2 - h_1}{t_2 - t_1} = \frac{1}{d} \cdot \frac{m_2 - m_1}{t_2 - t_1} \tag{10}$$

— viteza medie de creștere a masei probei metalice, ca urmare a formării peliculei de oxid :

$$\bar{V}_\mu = \frac{\mu_2 - \mu_1}{t_2 - t_1} = \frac{1}{S} \frac{M_2' - M_1'}{t_2 - t_1} \tag{11}$$

— viteza medie de creștere a peliculei de oxid :

$$\bar{V}_\delta = \frac{\delta_2 - \delta_1}{t_2 - t_1} = \frac{m_1 - m_2 + \mu_2 - \mu_1}{\rho(t_2 - t_1)} =$$

$$= \frac{M_1 - M_2 + M_2' - M_1'}{\rho S \cdot (t_2 - t_1)} \tag{12}$$

În consecință, ținînd seamă de mărimile caracteristice ale gradului de corodare uniformă (δ, μ, m, h) și de relațiile dintre aceste mărimi, cinetica oxidării se poate caracteriza prin variația în timp a uneia din ele (de exemplu δ), conform relațiilor :

$$\delta = f(t) \tag{13}$$

$$\mu = g' \cdot \rho \cdot f(t) \tag{14}$$

$$m = g \cdot \delta \cdot f(t) \tag{15}$$

$$h = g \frac{\rho}{d} \cdot f(t) \tag{16}$$

Dacă oxidul format are formula chimică $Me_x\ O_y$, iar A și A' sînt masele atomice relative ale metalului, respectiv oxigenului :

$$g = \frac{xA}{xA + yA'} \tag{17}$$

$$g' = \frac{yA'}{xA + yA'} \tag{18}$$

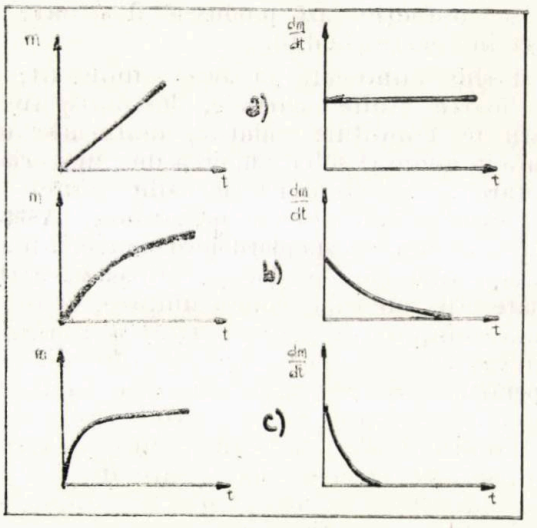


Fig. 1. Schema curbelor cinetice de oxidare a metalelor : *a* — cinetica liniară ; *b* — cinetica parabolică ; *c* — cinetica logaritmică

După cum este cunoscut, din punct de vedere al cineticii oxidării, metalele se împart în trei categorii (fig. 1) :

— Metale cu cinetică de oxidare liniară, în care viteza de oxidare este constantă pe toată durata procesului de oxidare (fig. 1, *a*) :

$$\frac{d\delta}{dt} = \alpha' \tag{19}$$

din care rezultă :

$$\delta = \alpha' \cdot t + \delta_0 \tag{20}$$

Considerînd la $t = 0$, $\delta = \delta_0 = 0$

$$\delta = \alpha' \cdot t \tag{21}$$

sau din relaţia (15):

$$m = \alpha t \tag{22}$$

unde: $\alpha = g\delta\alpha'$ reprezintă constanta procesului de oxidare.

— Metale cu cinetică de oxidare parabolică, controlată de difuzia atomilor de metal şi oxigen, în pelicula compactă de oxid formată la suprafaţa metalului (fig. 1, *b*). Considerînd numai difuzia oxigenului din legea I a lui Fick, rezultă:

$$dM' = -D\frac{dc}{d\delta}S\,dt \tag{23}$$

$$d\mu = \frac{dM'}{g'\rho \cdot S} = -\frac{D}{g'\rho}\cdot\frac{dc}{d\mu}dt \tag{24}$$

$$d\mu = -\frac{D}{g'\cdot S}\cdot\frac{C - C_0}{\mu}dt \tag{25}$$

unde: C_0 este concentraţia oxigenului în oxid la interfaţa gaz-oxid, iar C la interfaţa oxid metal. Considerînd $C = 0$:

$$\mu \cdot d\mu = D\frac{C_0}{g'S}dt \tag{26}$$

şi prin integrare, dacă la $t = 0$, $\mu_0 = 0$:

$$\mu^2 = 2D\frac{C_0}{g'\,S}\cdot t \tag{27}$$

sau din relaţia (15):

$$m^2 = kt \tag{28}$$

unde: $k = 2D\dfrac{C_0\cdot\rho\cdot g^2}{g'}$ reprezintă constanta procesului de oxidare.

Ecuaţia (28), în cazul general rezultat din observaţii experimentale, se poate scrie:

$$m^n = kt \tag{29}$$

în care exponentul are valorile $1 < n \leqslant 2$ şi, uneori, chiar $2 < n \leqslant 3$.

Cazul $1 < n \leqslant 2$ indică faptul că procesul de oxidare depinde, în afara difuziei şi de reacţia chimică (adsorbţia), care are loc la suprafaţa metalului, iar cînd $2 < n \leqslant 3$, are loc o micşorare a vitezei de oxidare, ca urmare a unor factori suplimentari legaţi de interacţiunea la suprafaţă (starea suprafeţei, variaţia coeficientului de difuzie cu starea de tensiune a suprafeţei, care se modifică datorită volumelor specifice diferite ale oxidului şi metalului etc.).

— Metale cu cinetică de oxidare logaritmică, controlată de procesul de transfer de electroni prin pelicula de oxid formată [1]. În acest fel, viteza de creştere a peliculei de oxid va fi proporţională cu numărul de electroni N, capabili să treacă peste bariera de potenţial a cărei valoare U se întinde de-a lungul peliculei de oxid δ [2].
În acest caz:

$$\frac{d\delta}{dt} = ae^{-b\delta} \tag{30}$$

unde a este un coeficient de proporţionalitate:

$$b = \frac{2}{\dfrac{h}{2\pi}}\sqrt{2m_0\cdot(U - W)}$$

în care: h este constanta lui Plank; m_0 — masa electronului; U — mărimea barierei de potenţial; W — energia electronului.

$$e^{b\delta}d\delta = a\cdot dt \tag{31}$$

Prin integrare şi considerînd la $t = 0$: $\delta = 0$, se obţine:

$$\delta = \frac{1}{b}\ln(abt + 1) \tag{32}$$

sau:

$$m = \beta\ln(\gamma t + 1) \tag{33}$$

în care: $\gamma = ab$ şi $\beta = \dfrac{gd}{b}$ (constanta procesului de oxidare).
Variaţia cu temperatura de oxidare a celor trei constante α, k, β este dată de legea lui Arrhenius:

$$\alpha = \alpha_0 e^{-\frac{Q_\alpha}{RT}} \tag{34}$$

$$k = k_0 e^{-\frac{Q_k}{RT}} \tag{35}$$

$$\beta = \beta_0 e^{-\frac{Q_\beta}{RT}} \tag{36}$$

unde: Q_α, Q_k, Q_β sînt energiile de activare a oxidării;

α_0, k_0, β_0 — factorii preexponenţiali.
Revenind la indicii de refractaritate, se poate scrie:

$$m = \alpha_0 te^{-\frac{Q_\alpha}{RT}} \tag{37}$$

$$m = (k_0 t)^{\frac{1}{n}} e^{-\frac{Q_k}{nRT}} \tag{38}$$

FIG.2

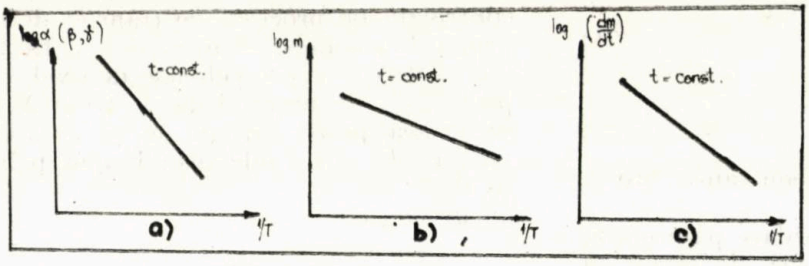


Fig. 2. Schema influenței temperaturii asupra constantelor vitezelor de oxidare α, k, β — curba a — asupra pierderii specifice de masă m — curba b — și asupra vitezei de coroziune $\frac{dm}{dt}$ — curba c

$$m = \beta_0 \ln (\gamma t + 1)\, e^{-\frac{Q_\beta}{RT}} \tag{39}$$

și :

$$\frac{dm}{dt} = \alpha_0\, e^{-\frac{Q_\alpha}{RT}} \tag{40}$$

$$\frac{dm}{dt} = \frac{k_0}{n}\, m^{1-n} \cdot e^{-\frac{Q_k}{RT}} \tag{41}$$

$$\frac{dm}{dt} = \frac{\beta_0}{t + \frac{1}{\gamma}}\, e^{-\frac{Q_\beta}{RT}} \tag{42}$$

Ecuațiile (37—42) arată că, indiferent de cinetica oxidării, atît micșorarea specifică de masă m, cît și viteza de coroziune dm/dt depind exponențial de temperatură, iar variațiile logaritmilor acestor mărimi, cu inversele temperaturilor absolute $\left(\log m - \frac{1}{T}\right.$ respectiv $\left.\log \frac{dm}{dt} - \frac{1}{T}\right)$ sînt liniare, din panta dreptelor putîndu-se calcula energiile de activare (fig. 2).

Metode parametrice de caracterizare a proprietăților materialelor metalice

Unul din dezavantajele foarte mari pe care le aduce utilizarea ecuațiilor (37)—(42), în vederea caracterizării refractarității metal lor, îl constituie, pe de o parte, duratele foarte mari ale proceselor, care se implică în exploatarea materialelor refractare și, pe de altă parte, viteza deosebit de mică a acestor procese în domeniile de valori ale temperaturilor de exploatare. Metodele parametrice au fost propuse și s-au dezvoltat în legătură cu evaluarea caracteristicilor mecanice ale materialelor metalice la temperaturi ridicate. Utilizarea acestora permite extrapolarea valorilor unor caracteristici obținute la temperaturi ridicate, durate mici de menținere în domeniul unor temperaturi mai scăzute, pentru care experimentările ar dura perioade foarte îndelungate de studiu. Pot fi utilizate, în acest scop, toate datele experimentale existente în condițiile varierii între orice limite ale parametrilor termici și temporali ai unui proces. Toate metodele parametrice cunoscute se bazează pe faptul că temperatura și durata procesului sînt factori care, prin interacțiune, se compensează, astfel încît distrugerea materialului are loc, spre exemplu, la temperaturi ridicate după perioade de timp mult mai mici decît în cazul în care funcționarea are loc la temperaturi mai scăzute.

Interdependența dintre temperatura și durata unui proces se exprimă matematic prin determinarea unui parametru p, care în cazul general se exprimă :

$$p = f(T,\ t) \tag{43}$$

În special, în legătură cu comportarea la fluaj a materialelor metalice, în literatură se propun o serie de ecuații parametrice, dintre care cele mai importante sînt :

— parametrul Larson-Miller [3] :

$$p_1(\delta) = T\,(C + \log t) \tag{44}$$

— parametrul Dorn [4] :

$$p_2(\sigma) = t \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} \tag{45}$$

— parametrul Gracham-Walles [5] :

$$p_3(\sigma) = \frac{t}{(T_0 - T)^n} \tag{46}$$

— parametrul Gracham-Haferd [6] :

$$p_4(\sigma) = \frac{T - T_0}{\log t - \log t_0} \tag{47}$$

unde C, T_0, t_0 și n sînt constante ale materialului.

σ este mărimea caracteristică a proprietății analizate.

Utilizarea metodei parametrice se va ilustra, în continuare, utilizînd parametrul Larson-Miller pentru analiza comportării la fluaj a materialului metalic [7]. Ecuația parametrică poate fi utilizată pentru calculul timpului de funcționare pînă la rupere t_j la temperaturi scăzute T_j pe baza duratei t_i, obținută experimental, pînă la rupere la temperaturi ridicate T_i pentru aceleași valori ale tensiunii σ

aplicate (fig. 3). În acest fel, pentru ambele tipuri de rupere se realizează egalizarea parametrilor p_1:

$$p_1^1(\sigma) = p_1^2(\sigma) \tag{48}$$

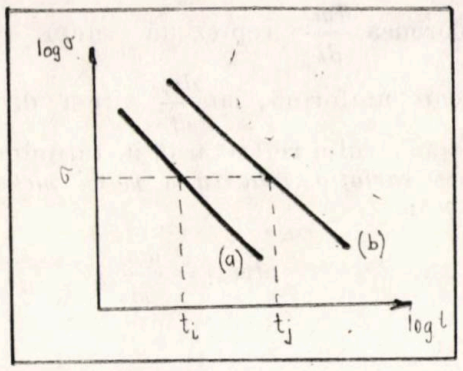


Fig. 3. Schema determinării prin metoda parametrică a izotermei de temperatură scăzută *b*, cu ajutorul izotermei experimentale de temperatură ridicată *a*

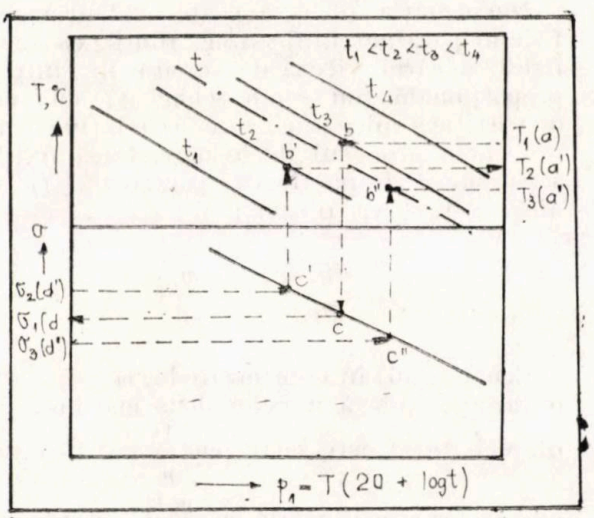


Fig. 4. Diagrama parametrică de rezistență la fluaj a unui aliaj

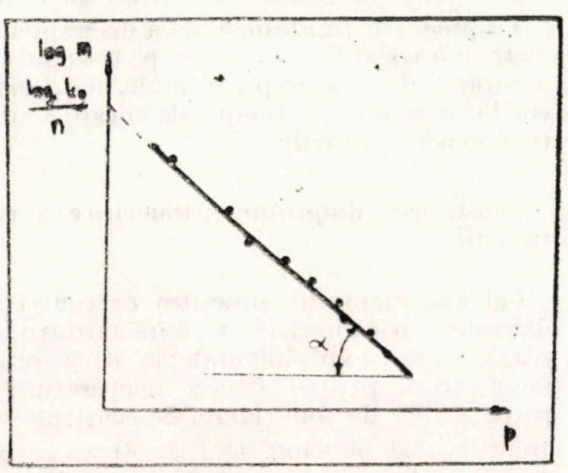


Fig. 5. Schema diagramei parametrice a refractarității [8], [9]

$$T_j(C + \log t_j) = T_i\ (C + \log t_i) \tag{49}$$

$$\log t_j = C\left(\frac{T_i}{T_j} - 1\right)\frac{T_i}{T_j}\log t_i \tag{50}$$

În figura 4 este prezentată diagrama parametrică a unui aliaj referitoare la rezistența la fluaj. Pentru realizarea diagramei parametrice, se construiește, pe baza datelor experimentale, curba de variație a rezistenței la fluaj, în funcție de parametrul Larson-Miller p_1, iar deasupra ei, curbele de variație cu temperatura T a parametrului p_1, pentru valori constante ale duratelor t. Pe traseul $a-b-c-d$ se determină tensiunea de rupere σ_1 pentru temperatura T_1 și timpul t_3, iar pe traseul $d'c'b'a'$, se determină temperatura T_2, care realizează ruperea după o durată t_2, pentru o valoare σ_2 a tensiunii. Durata t, în funcție de temperatura T și tensiunea σ_3, se determină prin interpolare la intersecția direcțiilor $a''b''$ și $c''b''$.

Ecuațiile parametrice și diagrama parametrică ale refractarității

Determinarea ecuațiilor parametrice ale refractarității apare mult simplificată, în comparație cu utilizarea lor în caracterizarea fluajului analizat numai spre exemplificare în capitolul anterior, întrucît atît curbele cinetice, cît și variațiile cu temperaturi ale indicilor de refractaritate sînt cunoscute (37)—42). Problema care se pune este găsirea unui parametru p_r al refractarității și apoi determinarea corelației dintre un indice oarecare al refractarității (de exemplu m) și parametrul p_r:

$$p_r = \varphi(T,t) \tag{51}$$

$$m = f(p_r) \tag{52}$$

Se va considera, pentru început, cazul oxidării metalelor după cinetica parabolică. Din relația (38) rezultă:

$$m^n = k_0\, t\, e^{-\frac{Q_k}{RT}} \tag{53}$$

și logaritmînd se va obține:

$$\log m = \frac{1}{n}\log k_0 + \log t - \frac{Q_k \log e}{RT}\Big) \tag{54}$$

e fiind baza logaritmilor naturali.

Comparînd relația (54) cu (52) și (51) se obține:

$$p_{r_1} = \frac{Q_k \log e}{RT} - \log t \tag{55}$$

și ecuația parametrică se poate scrie sub forma :

$$\log m = \frac{1}{n}(\log k_0 - p_{r_1}) \qquad (56)$$

sau

$$\log m = a - bp_{r_1} \qquad (57)$$

unde :

$$a = \frac{\log k_0}{n} \; ; \; b = \frac{1}{n}$$

Rezultă, deci, că ecuația parametrică reprezintă o dependență liniară a logaritmului micșorării specifice a masei probei, de parametrul refractarității.

În cazul oxidării, conform cineticii liniare:

$$\log m = \log \alpha_0 + \log t - \frac{Q_\alpha \log e}{RT} \qquad (58)$$

$$p_{r_2} = \frac{Q_\alpha \log e}{RT} - \log t. \qquad (59)$$

$$\log m = \log \alpha_0 - p_{r_2} \qquad (60)$$

iar cînd oxidarea are loc după cinetica logaritmică :

$$\log m = \log \beta_0 + \log (\gamma \cdot t + 1) - \frac{Q_\beta \log e}{RT} \qquad (61)$$

$$p_{r_3} = \frac{Q_\beta \log e}{RT} - \log \log (\gamma t + 1) \qquad (62)$$

$$\log m = \log \beta_0 - p_{r_3} \qquad (63)$$

Expresiile (57), (60) și (63) indică faptul că ecuațiile parametrice ale refractarității metalelor, indiferent de tipul cineticii de oxidare, reprezintă funcții liniare ale logaritmului micșorării specifice a masei. Indiferent de cinetica oxidării, se poate aplica, în principiu, aceeași metodă parametrică de calcul al refractarității.

Datorită faptului că marea majoritate a metalelor au o cinetică parabolică de oxidare, în continuare se va analiza metoda parametrică de calcul al refractarității, utilizînd numai ecuațiile (55) și (56).

Expresia (55) pentru valoarea parametrului refractarității este obținută pe baza necesităților care decurg din reprezentările generale ale unei ecuații parametrice. Totuși, referitor la cazul concret al oxidării metalelor, parametrul refractarității este o mărime specifică, căreia i se poate acorda și un sens fizic. Pentru aceasta se derivează expresia (56) :

$$\frac{\log e}{m} \cdot \frac{dm}{dt} = -\frac{1}{n} \frac{dp_r}{dt} \qquad (64)$$

sau :

$$\frac{dp_r}{dt} = -\frac{n \log e}{m} \cdot \frac{dm}{dt} \qquad (65)$$

Mărimea $\frac{dm}{dt}$ reprezintă viteza reală de oxidare uniformă, iar $\frac{dp_r}{dt}$ viteza de variație a parametrului refractarității. Introducînd mărimea *variația relativă a masei metalului*, se obține :

$$dm_{rel} = \frac{dm}{m} \qquad (66)$$

deci :

$$\frac{dp_r}{dt} = -n \log e \frac{dm_{rel}}{dt} \qquad (67)$$

Din ecuația (67) se poate evidenția sensul fizic al parametrului refractarității, ca mărime fizică, a cărei viteză de variație în timp este proporțională (cu semn schimbat) cu viteza de variație a micșorării specifice relative a masei probei, în procesul de oxidare. Dacă oxidarea se produce după legea parabolică ($n = 2$), $n \log \approx 1$, se va obține :

$$\frac{dp_r}{dt} = -\frac{dm_{rel}}{dt} \qquad (68)$$

Ecuația (56) în coordonate $\log m - p_{r_1}$ indică o variație liniară a celor două mărimi ; panta dreptei (tg α) este egală cu $\frac{1}{n}$ iar intersecția cu axa $\log m$ este egală cu $\frac{\log k_0}{n}$, dînd astfel posibilitatea evaluării factorului preexponențial k_0 (ecuația constantei vitezei de oxidare).

Proprietatea fundamentală a diagramei parametrice o constituie plasarea pe o singură linie a tuturor datelor experimentale, indiferent de condițiile termice și temporale în care s-au efectuat experimentările.

Construirea diagramei parametrice a refractarității

Cel mai răspîndit procedeu de construire a diagramei parametrice a refractarității utilizează datele experimentale la două sau trei temperaturi, pentru fiecare temperatură trei-patru durate de menținere. Se construiesc diagramele ($\log m - \log t$) (fig. 6) și respectiv $\left(\log m - \frac{1}{T}\right)$ (fig. 7). Din prima se deduce expo-

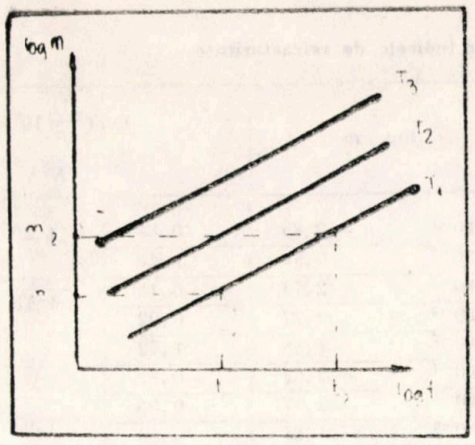


Fig. 6. Curbele cinetice de oxidare a metalului

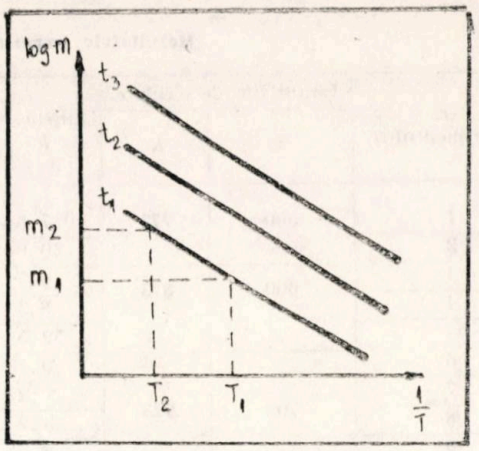


Fig. 7. Curbele de variație o dată cu temperatura a indicelui de refractaritate

nentul parabolei n din două valori ale duratei t (t_1 și t_2) pentru aceeași valoare a temperaturii T_1:

$$n = \frac{\log \frac{t_2}{t_1}}{\log \frac{m_2}{m_1}} \qquad (69)$$

m_1 și m_2 fiind valorile pierderilor specifice, g/cm², determinate experimental pentru perechile de valori $T_1 - t_1$ și $T_1 - t_2$.

Dacă există date experimentale pentru mai multe temperaturi, se determină pentru fiecare combinație de niveluri $T-t$ valoarea lui n, făcîndu-se în final media aritmetică. Din datele prezentate în figura 7, se determină, cu ajutorul pantei dreptelor $\left(\log m - \frac{1}{T}\right)$, energia de activare Q_k:

$$Q_k = \frac{n \log \frac{m_2}{m_1}}{0{,}052\left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}\right)} \qquad (70)$$

Ca și în cazul exponentului n, dacă sînt determinate dreptele experimentale pentru mai multe durate, se calculează valoarea energiei de activare, ca valoare medie a determinărilor parțiale.

Cu valorile determinate pentru Q_k, se calculează parametrul refractarității p_{r_1}, cu formula (55):

$$B_{r_1} = \frac{Q_k \log e}{RT} - \log t$$

trasîndu-se curba experimentală de variație a indicelui refractarității n, h, μ etc. cu parametrul refractarității p_{r_1}. Diagrama parametrică, pentru scopuri practice, este completată cu nomograma ajutătoare $p_{r_1} - \frac{1}{T}$ (fig. 8).

În continuare se va trasa diagrama parametrică a refractarității pentru oțelul OLC 25. Rezultatele experimentale privind indicele m de refractaritate sînt prezentate în tabelul 1.

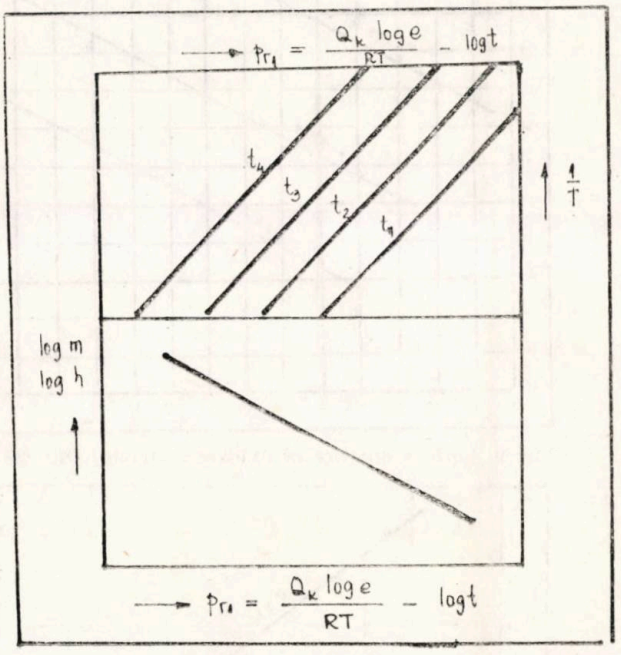


Fig. 8. Schema diagramei parametrice a refractarității ($\log m - p_{r1}$) cu nomograme ajutătoare $\left(p_{r1} - \frac{1}{T}\right)$

Rezultatele experimentale care au stat la baza construirii diagramei refractarității oțelului OLC25

Exponentul n s-a calculat din izoterma de 973 K pentru:

$t_2 = 11{,}7$ h; $m_2 = 2{,}8 \cdot 10^{-2}$ g/cm² și

$t_1 = 0{,}15$ h; $m_1 = 3 \cdot 10^{-3}$ g/cm² (fig. 9);

$$n = \frac{\log \frac{t_2}{t_1}}{\log \frac{m_2}{m_1}} = \frac{\log \frac{11{,}7}{0{,}15}}{\log \frac{2{,}8 \cdot 10^{-2}}{3 \cdot 10^{-3}}} = \frac{1{,}89}{0{,}97} = 1{,}95$$

Tabelul 1

Rezultatele experimentale privind indicele de refractaritate

Nr. experimentului	Condiţiile de oxidare, °C	Condiţiile de oxidare, K	Durata, t, h	m, g/cm²	log, m		$\log t - \frac{1}{T} 10^3 E_{r_1}$ K^{-1}		
1	500	773	7,6	1,4	10^{-3}	−2,85	0,88	1,29	10,8
2			30,0	2,8	10^{-3}	−2,55	1,48		10,6
3	600	873	0,7	1,8	10^{-3}	−2,74	−0,15	1,15	10,85
4			8,3	6,0	10^{-3}	−2,22	0,92		9,78
5			52,5	1,4	10^{-3}	−1,85	1,72		8,98
6	700	973	0,15	3	10^{-3}	−2,52	−0,82	1,02	10,42
7			1,2	8,5	10^{-3}	−2,07	0,08		9,52
8			5,7	1,4	10^{-2}	−1,85	0,56		9,04
9			8,5	2,5	10^{-2}	−1,60	0,92		8,68
10			11,7	2,8	10^{-2}	−1,55	1,07		8,53

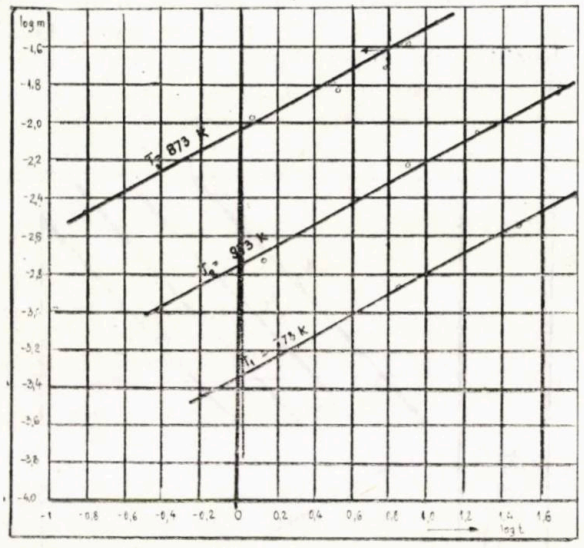


Fig. 9. Curbele cinetice de oxidare a oţelului OLC 25

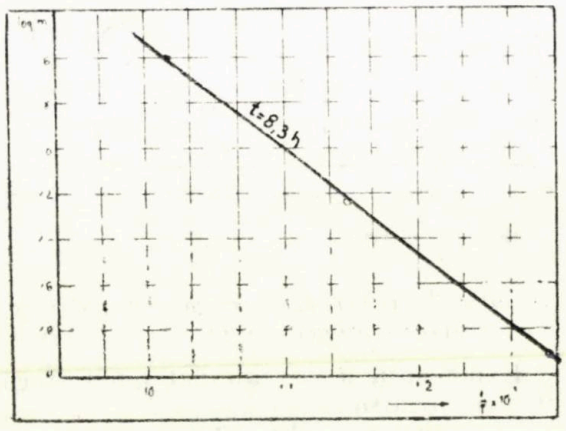


Fig. 10. Variaţia cu temperatura a indicelui de refractaritate a oţelului OLC 25

Pentru calculul energiei de activare se folosesc datele din figura 10 (t = 8,3 h):

$T_1 = 873$ K; $m_1 = 6{,}0 \cdot 10^{-3}$ g/cm² şi

$T_2 = 973$ K; $m_2 = 2{,}5 \cdot 10^{-2}$ g/cm²

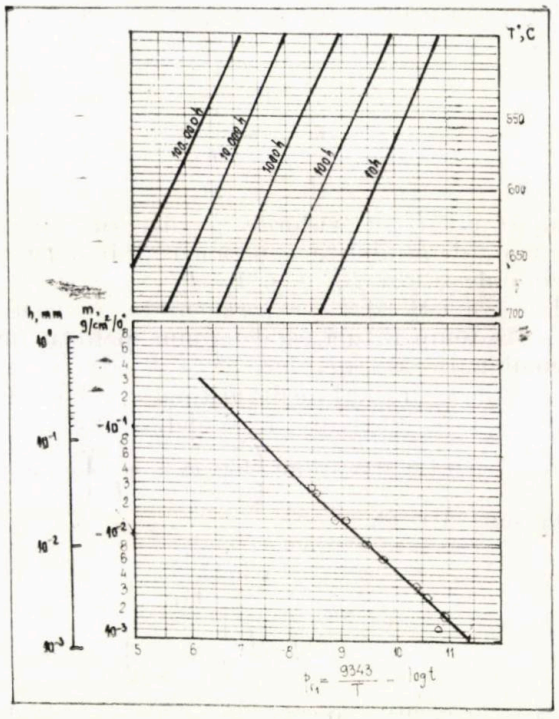


FIG. 11

Fig. 11. Diagrama parametrică a refractarităţii oţelului OLC 25

$$Q_k = \frac{n \log \frac{m_2}{m_1}}{0{,}052\left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}\right)} =$$

$$= \frac{1{,}95 \log\left(\frac{2{,}5\ 10^{-2}}{6{,}0\ 10^{-3}}\right)}{0{,}052\ (1{,}15 - 1{,}02) \cdot 10^{-3}} = 178785 \text{J/atom gr}$$

Parametrul refractarității:

$$p_{r_1} = \frac{Q_k \log e}{RT} - \log t = \frac{178.785.0{,}052}{T} -$$

$$- \log t = \frac{9343}{T} - \log t$$

Cu valorile calculate ale parametrului refractarității s-a trasat diagrama parametrică a refractarității oțelului OLC 25 (fig. 11).

BIBLIOGRAFIE

[1] Cojocaru, M., Florian, E. In: Metalurgia, R.P.R. 1978, 30, nr. 7, p. 406–409.

[2] Bhohinţev, D. I. *Osnovi Kvantovoi mehaniki.* Moscova, Vissaia şcola, 1961.

[3] Larson, F. R., Miller, J. In: Transactions ASME, 1952, 74 nr. 5, p. 765–775.

[4] Orr, R. L., Sherby, O. D., Dorn, J. E. In: Transactions ASM, 1954 46, p. 113–128.

[5] Gracham, A., Walles, K.F.A. In: J. Iron and Steel Inst., 1955, 179, nr. 2, p 105–119.

[6] Manson, S. S., Haferd, A. M., In: NACA TN–2890, 1953.

[7] Iahn, E. In: Arch. Eisenhüttenwesen, R.F.G., 1957, 28, p. 259–304.

[8] Nichetin, V. I. In: Zavodskaia laboratoria, U.R.S.S., 1967, nr. 11, p 1428–1430.

[9] Nichitin, V. I. In: Zascita metallov, U.R.S.S. 1969, nr. 1, p 62–69.

REVISTA REVISTELOR

Neue Hütte, R.D.G., nr. 5, 1990

Stadiul şi tendinţele de dezvoltare a fabricării ţevilor fără sudură, p. 161 — Perfecţionarea tehnologiei de deformare, în domeniul laminării la cald a ţevilor, p. 172 — Analiza toleranţelor de fabricare la laminarea ţevilor cu ajutorul unui laminor Stieffel 140, p. 176 — Noi posibilităţi de utilizare a metalelor dure la laminoarele reductoare alungitoare pentru ţevi, ca şi la laminoarele pentru sîrmă şi oţel în bare, p. 183 — Influenţa temperaturii de laminare asupra sarcinii cajelor laminorului preliminar al unui laminor continuu pentru profiluri fine, p. 188 — Încercări privind influenţarea profilului de grosime şi planitate a benzii obţinute cu ajutorul unei caje cu şase cilindri, p. 193. Rezultatele experimentale şi soluţiile model matematice privind turnarea continuă a semifabricatelor, p. 198.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 4, 1990

Model de curbe de curgere la cald dezvoltat în continuare, p. 121 — Influenţa factorilor metalurgici asupra rezistenţei la deformare a oţelurilor microaliate, la laminarea controlată, p. 125 — Influenţa schemei asupra proprietăţilor mecanice şi structurii oţelurilor microaliate cu vanadiu şi titan, p. 129 — Model matematic privind calcularea profilului grosimii şi planităţii benzii unei caje cu şase cilindri, p. 132 — Deformabilitatea şi rezistenţa la îmbătrînire a tablei subţiri laminate la rece, p. 136 — Instalaţii de recoacere cu trecere ca o alternativă a procesului de recoacere cu clopot, stadiul tehnic şi tendinţele de dezvoltare, p. 140 — Dezvoltarea şi încercarea oţelului de construcţie zincat, p. 141 — Asigurarea aderenţei zincului cu ajutorul unei instalaţii de zincare prin cufundare a benzii late la cald, p. 143.

ISIJ International, Japonia, nr. 4,1990

Producţia şi tehnologia siderurgiei japoneze a anului 1989, p. 265 — Tratamentul de inversiune a aglomeratului în soluţie de halogenură de calciu, p. 281 — Îndepărtarea impurităţilor din minereul de fier cu ajutorul fondantului cu conţinut de $Na_2O-B_2O_3$, p. 290 — Volumele molare şi tensiunile de suprafaţă ale topiturilor în sistemele CaF_2–MF(M: Li, Na) şi CaF_2–MF_2 (Mg, Sr, Ba), p. 298 — Studiul pe model al generării stropilor la elaborarea oţelului în convertizorul cu insuflare de oxigen, p. 305 — Mecanismul formării fisurilor transversale pe suprafaţa sleburilor turnate continuu, p. 310 — Ciclul termic şi microstructura zonei afectate termic a oţelului bifazic Mn–Cr–Mo sudat prin topire, p. 317 — Efectele Mn şi S asupra creşterii grăuntelui şi a structurii în oţelul cu conţinut de 0,5% Si, laminat la rece, p. 325 — Efectul materialelor pentru scule asupra rugozităţii de prelucrare a suprafeţei şi forţa de tăiere a oţelurilor pentru automate cu conţinut scăzut de carbon resulfurate, p. 331 — Consideraţii teoretice asupra fragmentării magnetitei formate la reducerea gazoasă a hematitei, p. 338.

Oţeluri carbon placate cu materiale rezistente la uzură

Dr. ing. Simona Zamfir,
ing. Alexandra Dobre
şi dr. ing. R. Şaban
Institutul Politehnic Bucureşti

CZ : 669.14.018.291.3

O sarcină importantă a industriei constă în creşterea rezistenţei, securităţii în serviciu şi duratei de funcţionare a tuturor instalaţiilor şi utilajelor. În rezolvarea acestei probleme, un rol deosebit îl are cercetarea orientată în direcţia obţinerii unor produse cu proprietăţi ridicate de rezistenţă la coroziune, antifricţiune, rezistente la temperaturi înalte, rezistente la uzură, care să evite frecventele întreruperi ale procesului de producţie, necesare înlocuirii pieselor uzate. Problema este mai acută acum cînd în industrie se lucrează pe maşini şi instalaţii de mare productivitate, care produc o uzură intensă a pieselor şi a subansamblurilor. Fenomenul de distrugere a materialelor prin uzură este generat de un complex de factori : acţiunea concomitentă a compoziţiei chimice a materialelor, a proprietăţilor mecanice a micro—şi macrogeometriei suprafeţelor, a parametrilor funcţionali, cum ar fi : forma de mişcare, încărcarea totală, sarcina, viteza, temperatura, suprafaţa de contact etc.

Rezistenţa la uzură este cu atît mai mare cu cît duritatea este mai mare, adică cu cît microduritatea şi dispersia constituenţilor structurali sînt mai mari. De aici, rezultă importanţa mare pe care o are alierea.

Fontele înalt aliate cu crom, cu conţinut mai ridicat de mangan, au o rezistenţă la uzură foarte apropiată de cea a fontelor Cr—Mo, în special cele de tip 2,90—18Cr—2,5 Mn. Rezistenţa la uzură a fontelor austenitice înalt aliate cu crom se bazează, în mare măsură, pe capacitatea structurii cristaliene a austenitei (c.f.c.) de a se durifica în timpul lucrului. Pentru aplicaţii în care are loc o uzură abrazivă uscată, aliajele austenitice dau rezultate excelente. Aceste aliaje nu sînt indicate în condiţii de abraziune umedă.

Alierea fontelor albe cu W, Nb, B duce la micşorarea pierderilor prin uzură.

În practică sînt utilizate şi fontele înalt aliate cu Cr (11—35% Cr). Cromul variază în funcţie de domeniul de aplicaţii şi, deci, de condiţiile de lucru : fonte rezistente la uzură cu 11—30% Cr; fonte rezistente la temperatură înaltă cu 15—25 şi 29—35%Cr; fonte rezistente la coroziune cu 20—35% Cr.

Restul compoziţiei chimice a fontei este astfel ales încît fonta să corespundă domeniului particular, în care ea este aplicată, putîndu-se folosi şi elemente suplimentare de aliere, Mn. Mo, Ni.

Execütarea pieselor prin procedeele clasice din fonte înalt aliate, rezistente la uzură, este scumpă şi, ţinînd seamă că folosirea de oţeluri carbon duce la un consum mare de material în prezent, se utilizează metoda placării cu straturi protectoare. Aceste placări se pot realiza prin : laminare, depunere prin sudură, suprapunere explozivă.

În lucrare sînt prezentate date experimentale privind placarea prin sudură pe un suport de oţel OL37, cu electrozi de sudură din pulberi metalice din feroaliaje cu compoziţii diferite, legate cu liant. S-au executat analize chimice ale straturilor depuse şi cercetări microstructurale, precum şi măsurători de macro— şi microduritate, în vederea stabilirii fazelor.

Compoziţiile chimice ale straturilor placate sînt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziţiile chimice ale structurilor placate

Denumirea electrodului	Compoziţia chimică, %							
	C	Cr	Ni	W	Mo	Si	Mn	Ti
S 18	1,1	8,25	0,08	—	—	2,15	—	—
S 19	2,28	16,8	0,1	—	—	3,4	4,15	—
S20	1,83	16,00	0,1	—	—	3,8	3,7	—
S23	1,95	17,25	0,1	—	—	3,6	—	—
S24	1,47	7,8	0,05	—	—	2,33	0,62	—
S25	3,05	14,5	0,08	—	—	3,72	0,68	—
Gridur I	3,4	18,0	—	3,1	peste 110	2,7	—	—
Gridur	3,35	19,0	0,9	2,8	2,7	2,7	—	—

Probele simbolizate cu *S*, placate cu electrozi obţinuţi din pulberi metalice, analizate din punct de vedere al compoziţiei chimice, au relevat faptul că straturile depuse au compoziţia unor fonte.

Analizele microstructurale ca şi determinările microdurităţilor fazelor, depistate în fiecare dintre probele luate în studiu au pus în evidenţă existenţa, în straturile depuse, a unor fonte albe martensitice înalt aliate cu crom, dar cu mici variaţii ale elementelor de aliere.

Astfel, toate probele placate cu fonte albe prezintă în structură constituenţi de tipul martensitei, austenitei reziduale şi al carburilor

complexe, care iau diferite forme, în funcţie de conţinutul în elemente de aliere şi de raportul Cr/C. Astfel, se constată carburi separate la limita grăunţilor în probele placate cu electrozi de tip S18 (fig. 1, *a*), precum şi carburi complexe cu morfologie aciculară în probele de tip S17 (fig. 1, *b*), S19 (fig. 1, *c*), S21 (fig. 1, *d*), S25 (fig. 1, *e*) sau carburi mărunţite cu forme mai rotunjite la probele de tip S24 (fig. 1, *f*) şi S20 (fig. 1, *g*).

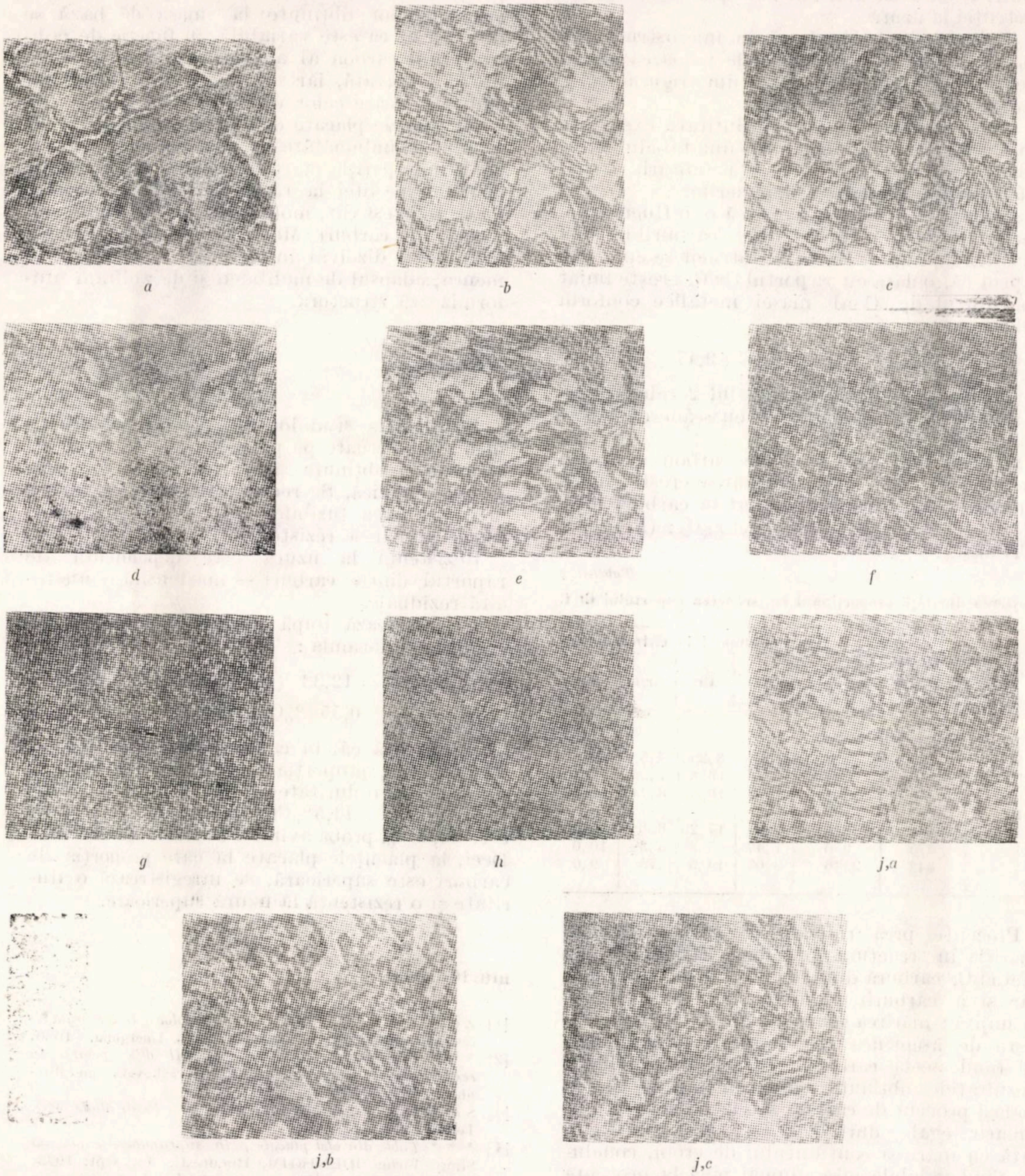


Fig. 1. Microstructura stratului obţinut prin placare cu: *a* — electrozi de tip S18; *b* — electrozi de tip S17; *c* — electrozi de tip S19; *d* — electrozi de tip S21; *e* — electrozi de tip S25; *f* — electrozi de tip S24; *g* — electrozi S20; *h* — „Gridur"; *j* — electrozi S25 *a'*, S19 *b'*, S 25 *c'*

Probele placate cu „Gridur" prezintă structuri de carburi complexe de crom și martensită (fig. 1, *h*).

Pe măsura apropierii carbonului de valoarea eutecticului, pentru un anumit conținut de crom, carburile se finisează din ce în ce mai mult, o dată cu mărirea corespunzătoare a rezistenței la uzură.

Finisarea se evidențiază în microstructurile fontelor celor mai apropiate de valoarea eutecticului, conform dispersiei din figura 1, *j*, ordinea fiind S25, S 19, S23.

Întrucît determinările de duritate executate pe aceste probe au fost cele din tabelul 2, se poate ușor constata influența finisării carburilor asupra rezistenței depunerilor.

Pe de altă parte, se remarcă o influență hotărîtoare asupra morfologiei carburilor și a durității, a raportului Cr/C, întrucit se cunoaște faptul că, o dată cu raportul Cr/C, crește liniar conținutul de C al masei metalice conform relației :

$$\%Cr = 19,5\ Cr/C - 2,47$$

Rezultatele înscrise în tabelul 2 relevă creșterea durității proporțional, cu scăderea raportului Cr/C.

Atunci cînd procentul de carbon al masei metalice C (%) crește, duritatea crește datorită prezenței carbonului legat în carburi complexe de crom de tipul : $(FeCr)_7C_3$; $(FeCr)_3C$; $(CrFe)_{23}C_6$.

Tabelul 2

reșterea durității proporțional cu scăderea raportului Cr/C

Simbolul	Duritatea, *HV* 120	Microduritatea, *HV*100,	Compoziția chimică, %			
			C	Cr	Cr/C	Cu
S17	551	702				
S18	425	913	1,1	8,25	7,5	14,5
S19	540	1294	2,28	16,8	7,36	14,1
S20	356	1301	1,83	16,0	8,74	16,79
S21	500	1123	—	—	—	—
S23	488	846	1,95	17,25	8,8	17,13
S24	675	950	1,47	7,8	5,3	10,0
S25	842	2536	3,05	14,5	4,75	9,0

Procente prea ridicate în carbon duc la apariția în structura fontelor a carburii de tip $(FeCr)_3C$, carbură dură cu morfologie aciculară dar și a carburii semidure de tip $(CrFe)_7C_3$ rotunjită ; mărirea conținutului în carbon mărește de asemenea riscul apariției grafitului, Cr fiind acela care inhibă această tendință. Rezultatele obținute confirmă faptul că, la același procent de carbon sau la procente aproximativ egale, duritatea este mai ridicată o dată cu mărirea conținutului de crom, concluzia fiind valabilă însă numai pînă la procente de aproximativ 14% Cr, peste această valoare înregistrîndu-se o scădere a durității.

De asemenea, se observă că precipitarea carburilor secundare $(CrFe)_7C_3$ sărăcește austenita în carbon și elemente de aliere, iar, ca rezultat, transformarea perlitică este întîrziată, fiind posibilă o transformare bainitică dacă raportul Cr/C nu este prea mare și aliajele pot fi durificate la martensită. Prin studiul microdurităților obținute la masa de bază se observă că ea este variabilă, în funcție de conținutul de carbon al austenitei și de cantitatea de Si dizolvată, iar microdurităţile carburilor sînt superioare celor de tipul $(FeCr)_7C_3$.

La probele placate de tip Gridur, adaosul de molibden îmbunătățește rezistența la uzură, facilitînd apariția martensitei prin împiedicarea apariției perlitei la răcire, și reduce raportul Cr/C. În acest caz, molibdenul se distribuie sub formă de carburi Mo_2C și $(Cr, Fe, Mo)_7C_3$, existînd și dizolvat în masa de bază. De asemenea, adaosul de molibden și de wolfram uniformizează structura.

Concluzii

Rezultatele studiilor și cercetărilor experimentale efectuate pe probele placate arată că structurile obținute sînt dependente de compoziția chimică. Se recomandă microalierea cu elemente greu fuzibile, care stabilizează carburile și măresc rezistența la uzură.

Rezistența la uzură este dependentă de raportul dintre carburi — martensită — austenită reziduală.

Se calculează după Maratrey proporția de carburi cu formula :

$$\%\ Carburi = 12,33\ (\%C) + 0,55\ (\%Cr) + + 0,55\ (\%Cr) - 15,2$$

Se observă că, în cazul probei S18 (1,1%C și 8,25%Cr), proporția de carburi este 3,87%, proba avînd o duritate de 425 *HV*, iar la proba S25 (3,05%C, 14,5%Cr), proporția de carburi este 30,38%, proba avînd o duritate de 842 *HV*. Deci, la plăcuțele placate la care proporția de carburi este superioară, se înregistrează o duritate și o rezistență la uzură superioare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Zeșenaku, G. *Erozia materialov teploenergheticeskovo abarudovania.* Moscova, Izd. Energhiia, 1966.

[2] * * * *Primenenie zasciitnih pakritii dlia pavirșenia resursa raboti ciugunth detalii,* Paraşkovaia metalurghiia, Minsc, 1980.

[3] Sofroni, L., Ștefănescu, D:. *Fonte aliate,* Ed. Tehnică, 1974.

[4] * * * *Table din oțel placate prin suprapunere explozivă* Simp. Firma IDENHOIM, București, 18, sept. 1973.

[5] Samuela, L. *Alterarea suprafețelor prin abraziune afectează evoluția coroziunii.* In: Metacun, corrosion, industrie, nr. 3, 499, 1967.

Dr. ing. A. T. Dumitrescu
ICEM
dr. ing. Gh. Chelu
Institutul Politehnic Bucureşti

Deformabilitatea la cald a aliajului Ni80Cr20

CZ : 539.374

Studiul deformabilităţii la cald a unui metal sau aliaj, prin încercări de laborator, presupune estimarea a două caracteristici importante, şi anume : rezistenţa la deformare şi ductilitatea ; ambele caracteristici sînt puternic influenţate de parametrii microstructurali ai produsului analizat.

Astfel, metalele cu o reţea cristalină c.f.c. (Al, Cu, Ni, Fe) deşi ar trebui să se deformeze plastic, în mod similar ţinîndu-se seamă de sistemele de alunecare utilizate, au totuşi o comportare diferită, datorită modului de acţiune diferit al mecanismelor de restaurare şi/sau recristalizare dinamică. De exemplu, aluminiul, avînd o energie mare a defectelor de împachetare, restaurează dinamic, recristalizarea dinamică producîndu-se numai în cazul unor aliaje speciale [1], [2].

Alte metale, Ni, γFe, Cu, Ag (în ordine descrescătoare a energiei defectelor de împachetare), restaurează dinamic în proporţie mai redusă şi prezintă o tendinţă pronunţată de a recristaliza dinamic [3]. Producerea recristalizării dinamice determină scăderea rezistenţei la deformare şi creşterea ductilităţii aliajului.

Recristalizarea dinamică se produce şi în cazul superaliajelor de Ni, ceea ce determină modificarea mecanismelor de amorsare a fisurilor în timpul deformării la temperatură înaltă. Astfel, dacă la temperaturi moderate (800—1000°C), amorsarea fisurilor se produce datorită apariţiei microfisurilor tip pană în punctele triple [4], la temperaturi mai ridicate, propagarea microfisurilor formate prin coalescenţa golurilor de la limitele de grăunţi este împiedicată de declanşarea recristalizării dinamice [5].

Pe de altă parte, domeniul de temperaturi şi viteze de deformare în care se produc fenomenele menţionate şi influenţa lor asupra deformabilităţii este puternic dependent de compoziţia chimică şi microstructura iniţială a aliajului analizat, fiind necesară estimarea atît a rezistenţei la deformare, cît şi a ductilităţii pentru fiecare aliaj şi stare de deformare sau tratament termic în parte.

Lucrarea prezintă studiul efectuat asupra deformabilităţii la cald a unui superaliaj Ni80Cr20, prin încercări de răsucire la cald.

Materialul şi condiţiile experimentale

S-a studiat deformabilitatea la cald a aliajului Ni80Cr20 pentru trei stări diferite : turnat în lingou Ø 125 mm, forjat în pătrat cu latura de 60 mm şi forjat în rotund, cu diametrul de 30 mm.

În cazul produselor Ø 30 mm, s-a urmărit şi evidenţierea influenţei tratamentului termic şi a granulaţiei iniţiale asupra deformabilităţii la cald, barele fiind tratate termic înainte de prelevarea epruvetelor în următoarele condiţii : 1100 şi 1100°C/5 h/apă ; 1100°C/10 h/apă.

Compoziţia chimică a şarjei este redată în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziţia chimică a şarjei

Compoziţia chimică, %									
Cr	Mn	Si	Cu	Fe	C	Ca	P	S	Ni
20,2	1,50	0,90	0,045	0,62	0,03	0,019	0,012	0,005	rest

Din fiecare produs analizat au fost prelevate epruvete de torsiune cu lungimea părţii calibrate de 50 mm şi diametrul de 6 mm. Încercarea epruvetelor s-a efectuat pe o maşină tip SETARAM, la temperaturi de încălzire de 900, 1 000, 1100, 1 200, 1 300°C şi viteze superficiale de deformare de 0,1 şi 1 s^{-1}.

Probele au fost călite în apă după încercare, intervalul pînă la începerea călirii fiind de 0,5 s. În apropierea zonei de rupere, din unele epruvete au fost prelucrate şlifuri metalografice longitudinale.

Rezistenţa la deformare

Valoarea maximă a intensităţii tensiunii, obţinută în diferite condiţii de încercare a epruvetelor (temperaturi şi viteze de deformaţie), poate fi considerată ca o măsură a rezistenţei maxime la deformare.

Calculul lui σ_m s-a efectuat cu relaţia [6] :

$$\sigma_m = \frac{3\sqrt{3}}{2\pi a^3}\,\Gamma_m = 30{,}63\,\Gamma_m \qquad (1)$$

unde : a este raza epruvetei, iar Γ_m valoarea cuplului maxim la încercarea unei epruvete.

Dependența lui σ_m de $\dot{\varepsilon}$ și T s-a considerat, sub forma :

$$\sigma_m = \sigma_m(Z) \qquad (2)$$

unde $Z = \dot{\varepsilon} \exp (Q/RT)$ este parametrul Zener-Hollomon.

La valori mari ale lui Z, datele experimentale obținute pentru σ_m pot fi corelate, pentru o gamă foarte largă de materiale metalice, indiferent de structura lor cristalografică (c.v.c.; c.f.c.; h.c), cu o relație de forma :

$$\sigma_m = a_m \operatorname{Ln} (Z/b_m), \qquad (3)$$

unde a_m și b_m sînt parametrii de material.

Alegerea relației (3) în locul altora care, pentru domenii mai largi de variație ale lui Z, descriu mai bine dependența $\sigma_m = \sigma_m (Z)$, s-a făcut datorită largii utilizări a acestei relații și a posibilității de comparare a valorilor obținute pentru parametrii de material a_m, b_m, Q_m cu cele obținute pentru alte materiale. Dintre celelalte relații utilizate se pot menționa [7] :

$$\sigma_m = (BZ)^{1/n} \varepsilon^m \qquad (4)$$

$$\sigma_m = \frac{\varepsilon^m}{\beta} \operatorname{Ln} BZ \qquad (5)$$

$$\sigma_m = \frac{\varepsilon^m}{\alpha} \operatorname{sh}^{-1}(BZ)^{1/n} \qquad (6)$$

Tabelul 2

Coeficientul de corelație și caracteristicile aliajelor studiate

Denumirea aliajului și semifabricatului din care s-au prelevat epruvetele	a_m, (MPa)	$\ln b_m$	Q_m, (KJ/mol)	Coeficientul de corelație, r_m
Ni80Cr20 T—Ø 125	18,26	35,12	495	0,988
Ni80Cr20Ø60	31,07	32,32	427	0,989
Ni80Cr20Ø30 1100°C /30 /apă	29,37	25,31	368	0,979
Ni80Cr20 Ø 30 1100°C/5h/apă	32,01	25,14	541	0,988
Ni80Cr20 Ø30 1100°C /10 h/apă	29,81	24,92	364	0,983
Fe—3% SiØ50	9,43	25,60	323	0,940
AISI 304L Ø20	15,27	31,07	443	0,970
AISI 316L Ø20	18,03	31,98	461	0,960

Aplicînd metoda regresiei liniare au fost calculate valorile parametrilor a_m, b_m și Q_m din relația (3), pentru epruvetele încercate din aliajul Ni80Cr20, în cele trei stări analizate. Rezultatele și valorile obținute pentru alte materiale sînt prezentate în tabelul 2.

Tendința de a corela valorile energiei de activare Q_m cu tipul proceselor de înmuiere dinamică (restaurare sau recristalizare) și, deci, cu structura cristalografică a materialului analizat [8] pare să fie hazardantă. Astfel, analizînd datele prezentate în tabelul 2 se observă o scădere puternică a energiei de activare, determinată pentru aliajul Ni80Cr20, în funcție de gradul de deformare. Energia de activare scade de la valori mai mari de 400 kg/mol, caracteristică aliajelor cu o structură c.f.c., în cazul aliajului în stare turnată sau deformată la Ø 60 mm, la valori în jur de 350 kJ/mol, caracteristice aliajelor cu o structură c.v.c., în cazul epruvetelor prelevate din bare Ø 30 mm.

Pe de altă parte, tot din tabelul 2 se remarcă valoarea relativ mare a coeficientului de corelație pentru fiecare set de date prelucrate statistic.

În figura 1 este redată dependența rezultatelor experimentale obținute pentru σ_m, în funcție de Z, caracterul liniar al acestei dependențe la scară semilogaritmică fiind evident.

Pentru a se ilustra influența gradului de deformare asupra rezistenței la deformare, în figura 2 este redată variația lui σ_m, în funcție de temperatura de încercare, pentru o viteză de deformare : $\dot{\varepsilon} = 1\ s^{-1}$. La o anumită temperatură de încercare rezistența la deformare a epruvetelor prelevate din barele Ø 30 mm este cu 5—25% mai mare decît cea a epruvetelor din barele Ø 60 mm și cu minimum 25% mai mare decît cea a epruvetelor prelucrate din lingou. Aceste diferențe sînt datorate atît granulației inițiale diferite (tab. 3), cît și substructurii formate în timpul deformării epruvetei ; de exemplu, pentru porțiunea staționară a diagramei $\sigma - \varepsilon$ este valabilă, în general, relația [8] :

$$\sigma_s = k_1 d^{-1}$$

unde : d este diametrul subgrăuntelui.

Tabelul 3

Rezistența la deformare a epruvetelor

Starea materialului	Turnat, Ø125 mm	60 mmØ	Ø30,1 100°C/30'	Ø 30,1 100°C/5h	Ø 30,1 100°C/10 h
Diamertul mediu al grăuntelui, μm	300	100	90	120	120

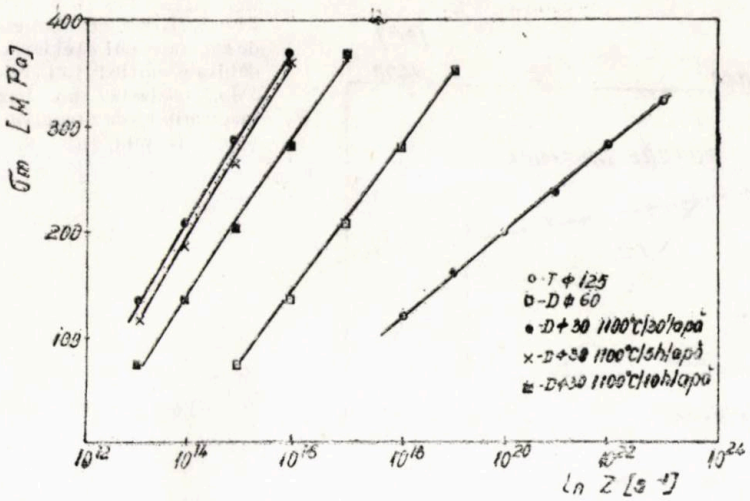


Fig. 1. Dependența dintre tensiunea maximă necesară deformării la torsiune σ_m și ln Z, pentru epruvete prelevate din semifabricate în diferite stări turnat T; deformat plastic D; tratat termic

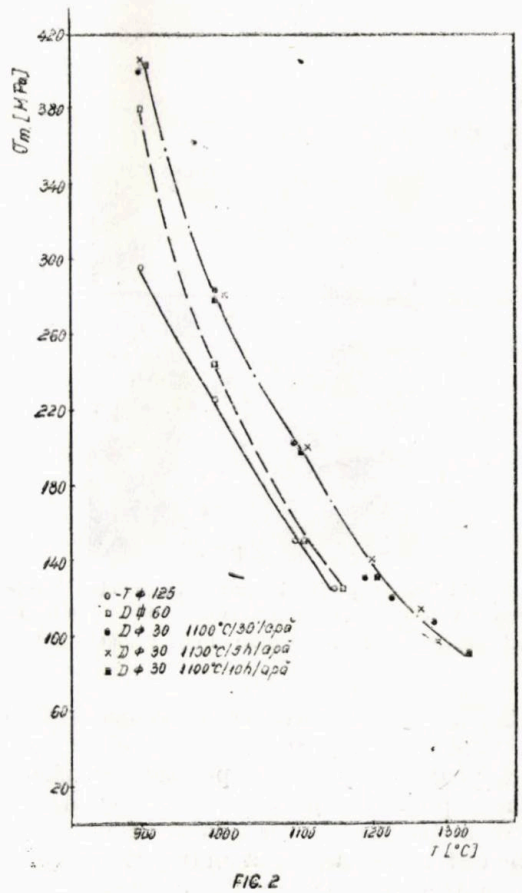


FIG. 2

Fig. 2. Influența temperaturii de deformare la torsiune asupra valorilor tensiunii maxime, σ_m

Ductilitatea

Deformabilitatea la cald a unui metal sau aliaj, în cazul unui anumit proces tehnologic, depinde de factorii specifici procesului analizat (forța de frecare dintre scule și semifabricat, modificarea geometriei materialului în timpul operațiilor de deformare, un interes deosebit avînd acele zone supuse unor deformații de întindere) și de ductilitatea intrinsecă. Aceasta din urmă este dependentă de: compoziția chimică, granulație, natura constituenților prezenți în structură (aliaje bifazice, constituenți duri și fragili într-o matrice plastică etc.), temperatură și viteza de deformare.

Pe de altă parte, trebuie menționat faptul că, atît în condiții industriale, cît și în cadrul încercărilor de laborator, inițierea și propagarea fisurilor, fenomene care determină ductilitatea unui material metalic, se produc pe limitele de grăunți pe care acționează tensiuni de forfecare mari și, totodată, tensiuni de întindere perpendicular pe aceste limite.

În cazul aliajului Ni80Cr20, datorită structurii sale monofazice c.f.c., ductilitatea, determinată prin încercări de răsucire la cald, a fost comparată cu cea a oțelurilor austenitice. Astfel, în figura 3 este prezentată harta mecanismelor de rupere pentru un oțel 17Cr17Ni 4,5Mo [9], hartă determinată prin încercări de tracțiune la cald. Mecanismele de rupere, evidențiate în această hartă, s-au regăsit și în modul de inițiere a ruperii epruvetelor din Ni80Cr20. La temperaturi joase 800—900°C, fisurile se propagă printr-un mecanism de tip pană, indiferent de starea materialului (turnat, deformat, deformat și tratat termic), recristalizarea dinamică fiind doar inițiată în momentul ruperii epruvetelor (fig. 4). La temperaturi mai mari de 1 000°C, toate epruvetele au avut o structură recristalizată dinamic în momentul ruperii, inițierea ruperii a fost preponderent intergranulară, iar direcția, atît de inițiere, cît și de propagare, a fost perpendiculară pe axa epruvetei, deci, în cea a tensiunilor de forfecare maxime (fig. 5). La această direcție de dezvoltare a fisurilor au contribuit și tensiunile axiale care se produc în timpul răsucirii epruvetelor.

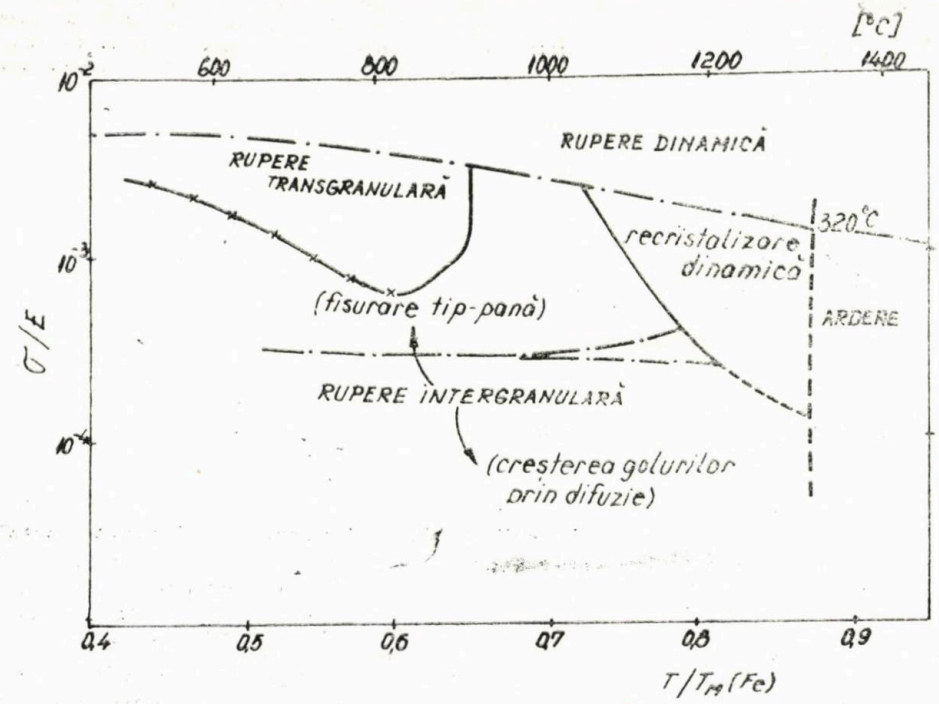


Fig. 3. Harta mecanismelor de rupere a unui oţel inoxidabil austenitic 17Cr17Ni14, 5Mo, realizată pe baza încercărilor de tracţiune la cald [9]

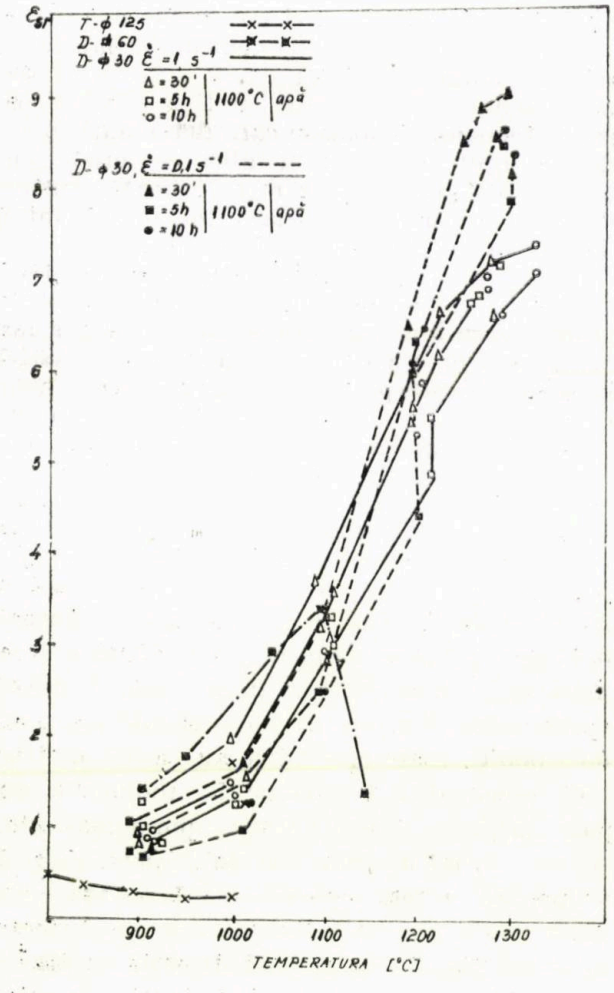


Fig. 4. Influenţa temperaturii de încercare la torsiune asupra valorilor deformaţiei superficiale la rupere, ε_{sr}

Fig. 5. Iniţierea ruperii tip pană, în punctele triple, la o epruvetă deformată la temperatura de 900°C, cu o viteză de deformare $\dot{\varepsilon} = 1\ s^{-1}$; atac $FeCl_3$; mărire: 100 : 1

Cantitativ, ductilitatea unui material metalic, determinată prin încercări de răsucire la cald, poate fi apreciată pe baza numărului de răsuciri pînă la rupere. Acest mod de cuantificare a ductilităţii nu poate asigura aplicarea unor criterii de rupere a materialului respectiv în condiţii industriale de deformare la cald. În consecinţă, este necesară transformarea numărului de răsuciri într-o mărime cinematică a procesului de deformare; de exemplu, intensitatea deformaţiei superficiale la rupere ε care este redată de relaţia [6]:

$$\varepsilon_{sr} = 2\pi\, an/l\sqrt{3} = 0{,}218\ n$$

unde: n este numărul de răsuciri pînă la rupere; l — lungimea părţii calibrate a epruvetei.

Tabelul 4

Rezultatele comparabile ale încercărilor pe epruvete din Ni80Cr20, din oțel inoxidabil feritic AISI 327 și din oțel inoxidabil austenitic AISI 316 L

Materialul	ε_{sr} (med) pentru temperaturi de, °C						
	800	900	1 000	1 100	1 200	1 250	13 00
Ni80 Cr20 Ø 60	—	1,4	1,5	3,1	—	—	—
Ni80Cr20 Ø 30	—	0,9	1,4	3,1	5,8	—	8,0
AISI 321 (10TiNiCr180)	0,6	0,7	0,9	1,2	1,8	1,7	—
AISI 316L (2MoNi Cr175)	1,6	2,0	2,6	2,7	4,7	5,1	—
AISI 304 L (2NiCr185)	—	4,4	5,8	10,5	10,8	3,6	—
AISI 327	0,6	2,3	3,4	5,3	5,8	—	—
AISI 446	9,4	13,7	17,0	17,6	14,6	—	—
AISI 430 (8Cr170)	12,0	11,6	8,9	12,6	—	—	—
AISI 420 (40Cr130)	—	2,7	4,6	5,9	7,9	—	—

Dependența lui ε_{sr} de temperatura de încercare a epruvetelor și de intensitatea vitezei de deformare $\dot{\varepsilon}$ este prezentată în figura 6. În cazul epruvetelor prelevate din lingou sau din bare Ø 60 mm, nu s-a observat o dependență sistematică de viteza de deformare; de aceea, rezultatele prezentate în figura 6 reprezintă media aritmetică a rezultatelor obținute în urma încercării lor cu cele două viteze aplicate: $\dot{\varepsilon} = 0{,}1\ s^{-1}$ și $\dot{\varepsilon} = 1\ s^{-1}$.

Fig. 6. Dezvoltarea fisurilor intergranulare, (Δ) formate în timpul încercării la temperatura de 1 100° C $\dot{\varepsilon} = 1\ s^{-1}$ pe plane perpendiculare pe axa epruvetei de torsune; atac $FeCl_3$; mărire: 100 : 1

Influența segregațiilor de impurități la limitele de grăunte se manifestă puternic la semifabricatele netratate termic, în special la materialul turnat a cărui ductilitate este foarte mică, indiferent de temperatura de încercare, ea scăzînd o dată cu creșterea temperaturii. La materialele în stare deformată, ductilitatea este comparabilă în intervalul temperaturilor de încercare de 900—1 100°C; la temperaturi mai mari ductilitatea epruvetelor din barele Ø 60 mm scade puternic, pe cînd a celor din barele Ø 30 mm tratate termic crește monoton, pînă la temperatura maximă de încercare (1 320°C).

Spre deosebire de unele rezultate obținute pe oțeluri inoxidabile austenitice [5], la temperaturi ridicate ductilitatea epruvetelor încercate la $\dot{\varepsilon} = 0{,}1\ s^{-1}$ este mai mare decît a celor încercate la $\dot{\varepsilon} = 1\ s^{-1}$, indiferent de condițiile de tratament termic aplicate barelor.

O mențiune specială trebuie făcută în sensul că granulația inițială a epruvetelor prelevate din barele deformate plastic a fost comparabilă (tab. 3), diferențele dintre valorile ductilității putînd fi considerate ca fiind datorate nivelului diferit de impurificare al limitelor dintre grăunți.

Pentru comparație, în tabelul 4 sînt redate valorile medii ale deformației superficiale la rupere ε_{sr} (pentru diferite viteze de deformație), la cîteva temperaturi de încercare la răsucire a unor epruvete prelevate din semifabricate forjate din oțeluri inoxidabile cu o largă utilizare în industrie.

Conform datelor din tabelul 4, în intervalul temperaturilor de încercare de 900—1 200°C, s-au obținut rezultate comparabile pentru încercările pe epruvete din Ni80Cr20, prelevate din bare Ø 30 mm și din bare forjate din oțel inoxidabil feritic AISI 327, precum și din oțel inoxidabil austenitic AISI 316 L.

Concluzii

Rezultatele obținute privind rezistența maximă la deformare și dependența ei de temperatură și viteza de deformare au fost bine corelate, cu ajutorul unei relații de forma:

$$\sigma_m = a_m \operatorname{Ln} (Z/b_m).$$

Valorile constantelor de material a_m, b_m, Q_m care intervin în relația anterioară depind foarte mult de starea materialului din care s-au prelevat epruvetele.

În stare turnată, ductilitatea aliajului Ni80Cr 20 este foarte scăzută $\varepsilon_{sr} < 0{,}5$, ceea ce implică precauții deosebite la deformarea inițială a lingourilor.

Creșterea gradului de deformare a materialului determină o creștere accentuată a ductilității, iar aplicarea unui tratament termic de călire de la 1 100°C duce la creșterea suplimentară a acesteia, în întreg intervalul temperaturilor de deformare 900—1 320°C.

BIBLIOGRAFIE

[1] H. J. Mc Queen, J. J. Jonas: *Fundamental Dynamic Softening in Hot Working.* J. Appl. Metal Work., 3, 1981, p. 233—241.

[2] H. J. Mc Queen, J. J. Jonas, *Dynamic and Static Softening Mechanisms in Multistage Hot Working,* J. Appl. Metal Work., 3(4) 1985, p. 410—420.

[3] R. S. Petkovic, M. J. Luton, J. J. Jonas, *Recovery and Recryst. of Steel Between HW Stages*, Can. Met. Q., 14 1975, p. 137—145.
[4] J. J. Mc. Queen, D. L. Baurell. *Hot Workability* of Metals and Alloys J. of metals, 9, 1987, p. 28—35
[5] Roberts, W. Dynamic Changes that Occur during *Hot Working and Their Significance Regarding Microstructural Developemnt and Hot Workability Deformation Processing and Structure*. Ed. G. Krauss American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073, 1982, p. 109—184.
[6] C. Teodosiu, E. Soós, C. G. Radu, *Viscoplastic Behaviour of the AISI 316 L Ausfenitic Stainless Steel Under Hot Working Conditions*, Rev. Roum. Sci. Techn. Mec. Appl. 24 (1979), p. 225—239.
[7] C. M. Sellars, W. J. Tegart. *Hot Workability*, Int. Met. Rev. 17 (1972), p. 1—24.
[8] H. J. Mc Queen, J. J. Jonas, *Recovery and Recrystallization During High Temperature Deformation, Treatise on Materials Science and Technology, vol. 6*, Ed. R. J. Arsenault, Academic Press, New York, San Francisco, London, (1975), p. 394—490.
[9] J. E. Carlsson, B. Lehtinen, W. Roberts, *Brottnekanismer Vid Wormbearbetring av Austenitiska Rostfria Stal*, Swedish Institute for Metals Research Report No 1505, (1980).

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, R.F.G., nr. 8, 1990

Uniunea turnătorilor din R.F.G. — aspecte privind activitatea, p. 259— Norme privind documentația asupra rezultatelor de încercări: certificate, procese verbale, certificate de control — în prezent și în viitor, p. 282 — Matrițe turnate cu dimensiuni mari, p. 287 — Aspecte privind utilizarea sistemelor CAD/CAM în domeniul construcției de modele și forme, p. 290.

Giesserei, R.F.G., nr. 11, 1990

Zgurificarea oțelului și a materialelor de formare la fabricarea pieselor turnate din oțel — Partea 1. Interacțiuni metalurgice, p. 367 — Presiuni de expansiune în timpul solidificării fontei de turnătorie cu grafit lamelar și nodular, p. 372 — Tenacitatea la rupere a aliajelor turnate din aluminiu cu considerarea deosebită a structurii, p. 376 — Rentabilitatea și umanizarea: procedeul în trei etape pentru valorificarea sistemului de producție în turnătorii, p. 381 — Sinteză bibliografică anuală asupra fontei de turnătorie cu grafit nodular (urmare 27), p. 387.

Giesserei, R.F.G., nr. 12, 1990

Apa reziduală din turnătorii — atelierul de confecționat miezuri, p. 405 — Caracteristici principale ale mașinilor de injecție pe bază de model de ceară, p. 412 — Cea de-a 34-a sesiune asupra turnătoriei, Austria, Leoben, p. 416 — Sinteză bibliografică anuală asupra cuptoarelor de topire (urmare 25), p. 421.

ISIJ International, Japonia, nr. 1, 1990

Prelucrarea electromagnetică a materialelor lichide în Europa, p. 1 — Prelucrarea electromagnetică în materialele lichide în U.R.S.S. și în țările din Europa de Est, p. 8 — Modificarea structurilor de solidificare prin descărcare cu puls electric, p. 27 — Efectul anizotropic al magnetohidrodinamicii asupra solidificării metalului, p. 34 — Cinetica reducerii oxidului de titan solid cu carbon în fonta lichidă, p. 41 — Analiza transferului de căldură în timpul răcirii prin pulverizare cu apă a barelor din oțel, p. 48— Evaluarea și simularea modificărilor microstructurale și a fragilității în oțelul $2^{1}/_{4}$Cr—1Mo, datorită funcționării pe termen lung, p. 58 — O nouă metodă de măsurare a umidității folosind o epruvetă mică și aplicarea acesteia la grafit sau α-SiC și la sistemele de aliaje lichide Cu—Cr, p. 64 — Microstructura electronică cu tensiune foarte mare și aplicațiile sale la noi domenii de cercetare în știința materialelor, p. 70 — Sistem expert pentru determinarea calității peliculelor de sticlă de pe oțelurile siliconice, p. 173.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 3, 1990

Efecte economice ale reutilizării fontei cu grafit nodular, p. 67 — Aspecte privind evitarea defectelor de turnare ale fontei cu grafit nodular, determinate de calitate, p. 70 — Fontă de turnătorie cu grafit nodular, slab aliată cu aluminiu, și refractară. Partea I. Principii și condiții de elaborare, p. 74 — Investigație privind proprietățile de umplere a formei pentru piese turnate hidraulice, p. 77 — Lipirea conteinerelor prin protecție gazoasă, din materiale turnate, p. 81 — Încărcarea asistată de calculator, a fontei de turnătorie cu grafit lamelar, p. 84 — Noi procedee de fabricare a miezului, utilizate în turnătoriile cehoslovace, p. 85 — Experiența cu sistemele de lianți de durificare la rece în Republica Ungară, p. 88.

Dr. ing. I. Alexandru, conf. dr. ing. Gh. Coman, ing. C. Baciu, mat. O. Brudaru şi ing. I. Rusu
Institutul Politehnic Iaşi

Corelarea proprietăţilor mecanice cu compoziţia chimică a oţelurilor inoxidabile feritice româneşti, prin intermediul calculatorului electronic

CZ : 669.14.018.8 : 681.32

Elementele de aliere prezente în compoziţia chimică a oţelurilor inoxidabile au ca scop principal mărirea rezistenţei la coroziune şi îmbunătăţirea proprietăţilor fizico-mecanice. Elementele de aliere modifică structura şi împart oţelurile inoxidabile în diferite clase, care prezintă proprietăţi fizice şi mecanice specifice.

Oţelurile inoxidabile care conţin 0,10 —0,35% C şi 15—30%Cr sînt considerate oţeluri cu matrice feritică (sau ferito martensitică). Deşi aceste oţeluri sînt insensibile la coroziunea sub tensiune, acest avantaj nu poate fi valorificat în întregime datorită fragilităţii care apare după sudare. Pentru a îmbunătăţi atît comportarea metalurgică la sudare, cît şi prelucrarea prin presare la rece a acestor oţeluri, există tendinţa de a adăuga diverse elemente de aliere ca : Ni, Cu, Al, Mo, Ti, Nb şi de a reduce corespunzător procentul de carbon.

O corelare eficientă a compoziţiei chimice cu proprietăţile mecanice şi cele tehnologice impune realizarea unor „experimente pasive", care au la bază metodele statistice de prelucrare a datelor, obţinîndu-se astfel relaţii de regresie, care permit optimizarea de ansamblu a compoziţiei chimice.

Dat fiind faptul că aceste oţeluri au un preţ de cost mai redus, se preconizează orientarea cercetărilor actuale pentru o utilizare mai largă a lor, spre a deveni înlocuitoare ale oţelurilor inoxidabile aliate cu Cr şi Ni cu structură austenitică sau martensitică.

Metoda cercetării

Cercetările experimentale şi teoretice au avut ca scop stabilirea influenţei compoziţiei chimice asupra proprietăţilor mecanice de rezistenţă şi de plasticitate ale oţelului inoxidabil feritic 8 Cr 170 (STAS 3583-87). În acest sens, au fost efectuate determinări de compoziţie chimică şi încercări mecanice pe epruvete prelevate din 100 de şarje.

Ulterior, s-a realizat reprezentarea grafică a dependenţei caracteristicilor R_{max}, $R_{p\,0,2}$, A_5 şi HB, în funcţie de cantitatea procentuală

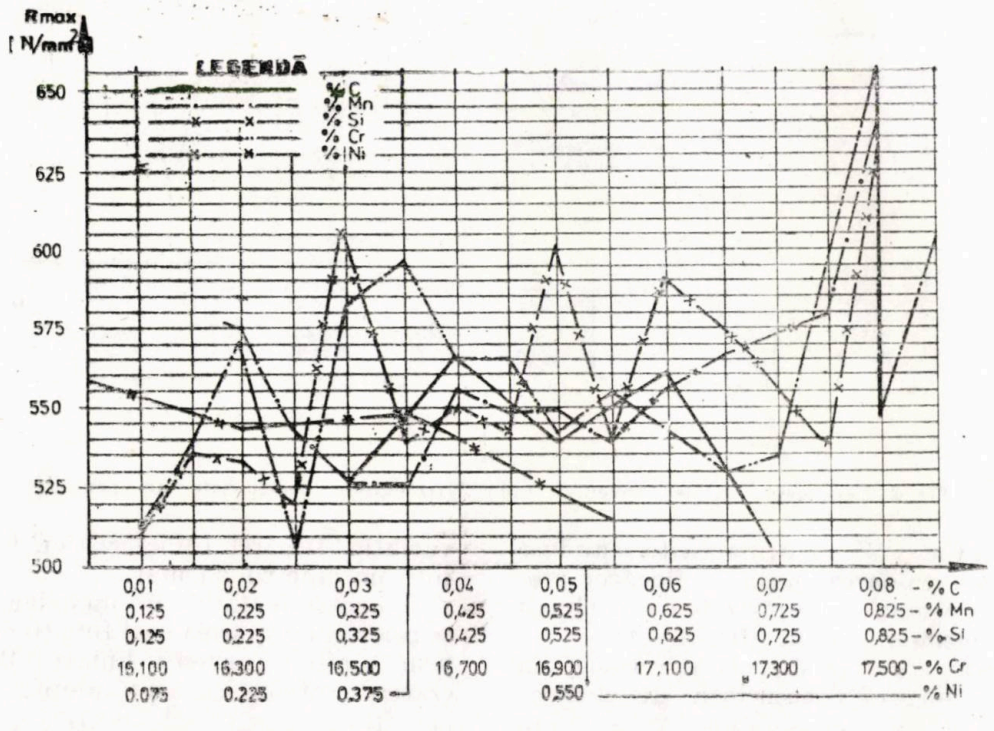


Figura 1.

Fig. 1. Dependenţa R_{max} de elementele compoziţiei chimice (considerate independent)

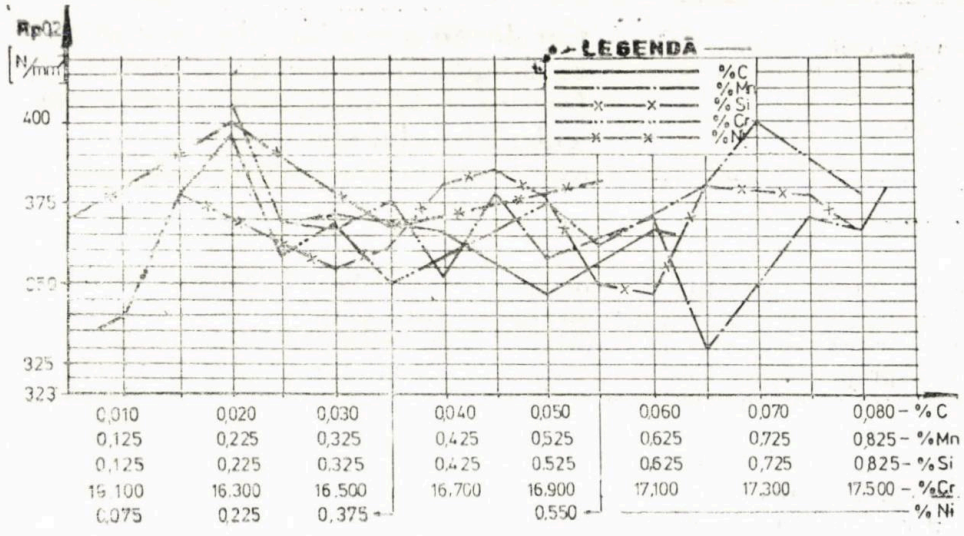


Fig. 2. Dependența $R_{p\,0,2}$ de elementele compoziției chimice (considerate independent).

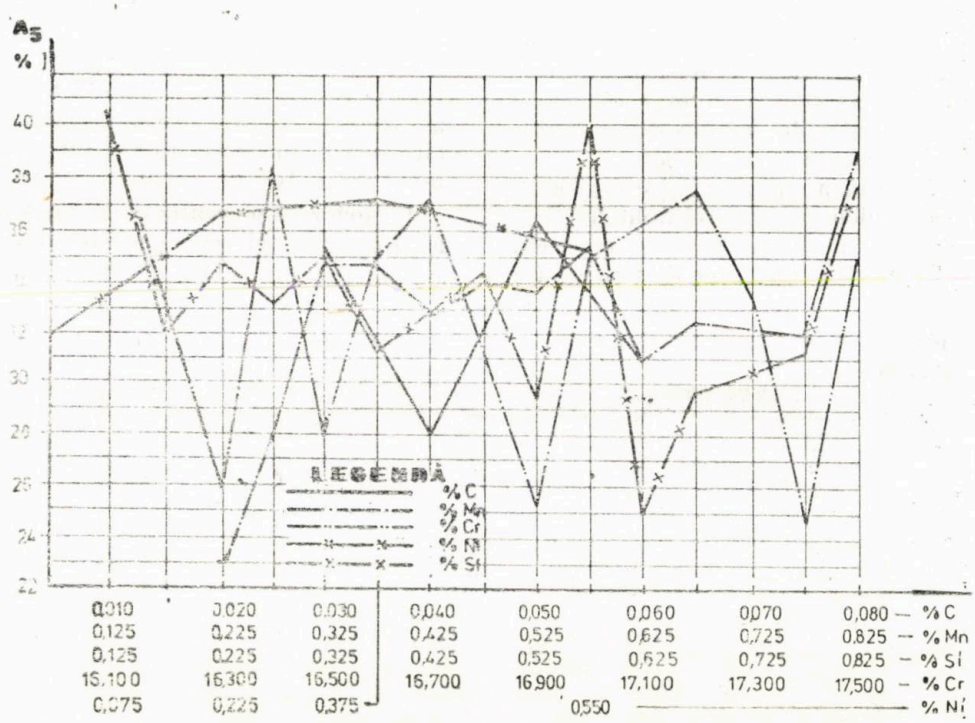


Figura 3.

Fig. 3. Dependența A_5 de elementele compoziției chimice (considerate independent)

de C, Mn, Si, Cr și Ni. Pentru aceasta s-au luat în considerare valoarea medie a fiecărei proprietăți de rezistență corespunzătoare aceluiași procent de element chimic (fig. 1–4).

Dependența caracteristicilor mecanice, în funcție de o singură concentrație de element chimic, nu este sugestivă și nu duce la rezultate utilizabile din punct de vedere practic. Din aceste motive, în continuare se va studia variația fiecărei caracteristici, în funcție de toți parametrii adoptați.

O primă tentativă de modelare matematică se referă la obținerea unei funcții de aproximare prin metoda regresiei liniare. Pentru prelucrarea matematică s-au adoptat următoarele notații : $x_1 = \%C$, $x_2 = \%Mn$, $x_3 = \%Si$, $x_4 = \%$ Cr, $x_5 = \%Ni$, $y_1 = R_{max}$, $y_2 = R_{p0.2}$, $y_3 = A_5$ și $y_4 = HB$.

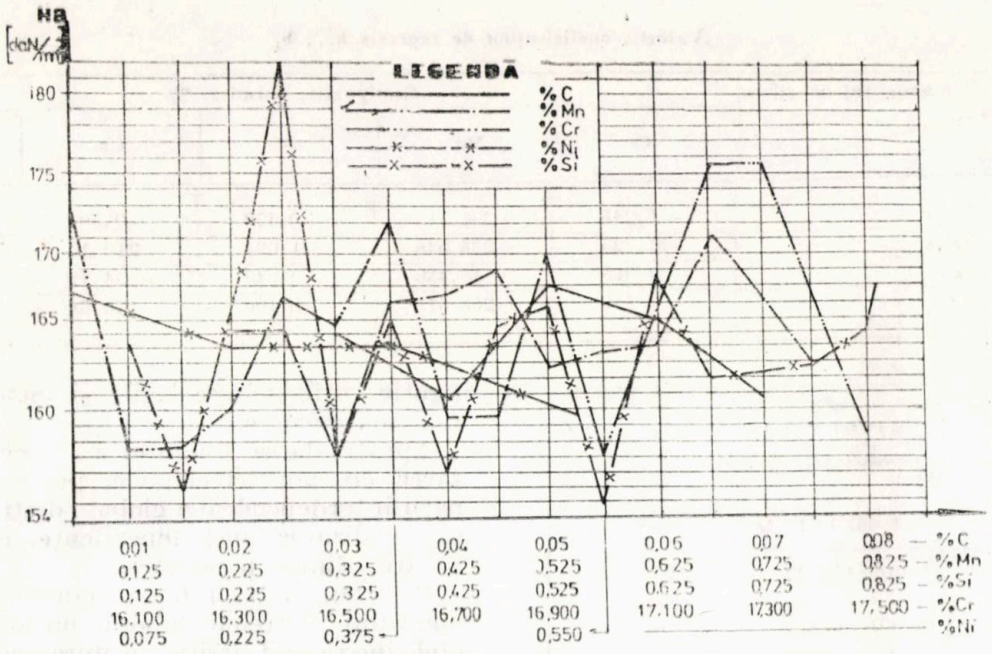


Fig. 4. Dependența HB de elemntele compoziției chimice (considerate independent)

În urma experimentărilor efectuate, s-au obținut pentru fiecare $y = y_i$ valori în funcție de parametrii $x_1 \ldots x_5$:

$$y_k = y\,(x_1^k, \ldots, x_5^k),\quad k = 1 \ldots K \tag{1}$$

Deoarece dependența lui y de variabilele $x_1 \ldots x_5$ este necunoscută, interesează determinarea unei expresii analitice pentru funcția care ar exprima această relație. În mod uzual, se consideră că o dependență liniară a lui y în raport cu $x_1 \ldots x_5$ este satisfăcătoare, fapt pentru care se va adopta funcția :

$$y_0 = b_0 + \sum_{j=1}^{5} b_j x_j \tag{2}$$

unde coeficienții $b_0 \ldots b_5$ urmează să fie determinați. Staibilirea valorilor acestor coeficienți se va face cu condiția ca suma pătratelor abaterilor lui y_k față de $y(x_1^k, \ldots, x_5^k)$ să fie minimă, adică :

$$S(b_0 \ldots b_5) = \sum_{k=1}^{k} \left[y_k - \left(b_0 + \right.\right.$$

$$\left.\left. + \sum_{j=1}^{5} b_j x_j^k \right) \right]^2 = \min. \tag{3}$$

Punînd condiția de anulare a derivatelor parțiale ale lui $S(b_0 \ldots b_5)$, în raport cu $b_0 \ldots b_5$, se va obține :

$$\frac{\partial S(b_0 \ldots b_5)}{\partial b_j} = 0,\quad j = 0 \ldots 5 \tag{4}$$

realizîndu-se următorul sistem liniar :

$$B = (X^T \cdot X)^{-1} \cdot X^T \cdot Y \tag{5}$$

Pentru modelul matematic redat de relația (2) rezultă matricea :

$$X^T \cdot X =$$

$$= \begin{bmatrix} K & \Sigma x_{1i_2} & \Sigma x_{2i} & \Sigma x_{3i} & \Sigma x_{4i} & \Sigma x_{5i} \\ \Sigma x_{1i} & \Sigma x_{1i} & \Sigma x_{1i_2} x_{2i} & \Sigma x_{1i} x_{3i} & \Sigma x_{1i} x_{4i} & \Sigma x_{1i} x_5 \\ \Sigma x_{2i} & \Sigma x_{1i} x_{2i} & \Sigma x_{2i} & \Sigma x_{2i_2} x_{3i} & \Sigma x_{2i} x_{4i} & \Sigma x_{2i} x_{5i} \\ \Sigma x_{3i} & \Sigma x_{1i} x_{3i} & \Sigma x_{2i} x_{3i} & \Sigma x_{3i} & \Sigma x_{3i} x_{4i} & \Sigma x_{3i} x_{5i} \\ \Sigma x_{4i} & \Sigma x_{1i} x_{4i} & \Sigma x_{2i} x_{4i} & \Sigma x_{3i} x_{4i} & \Sigma x_{4i_2} & \Sigma x_{4i} x_{5i} \\ \Sigma x_{5i} & \Sigma x_{1i} x_{5i} & \Sigma x_{2i} x_{5i} & \Sigma x_{3i} x_{5i} & \Sigma x_{4i} x_{5i} & \Sigma x_{5i} \end{bmatrix} \tag{6}$$

iar :

$$X^T \cdot Y = [\Sigma y_i \Sigma y_i \cdot x_{1\,i} \cdot \Sigma y_i x_{2i} \Sigma y_i \cdot x_{3i} \Sigma y_i \cdot$$

$$\cdot x_{4i} \Sigma y_i \cdot x_{5i} \Sigma y_i \cdot x_1 x_2 x_3 x_4 x_5] \tag{7}$$

După inversarea matricei $X^T.X$ și aplicînd relația (5) se va obține vectorul liniar :

$$B = [b_0,\ b_1,\ b_3,\ b_4,\ b_5]^T \tag{8}$$

Aplicînd pentru fiecare $y = y_i;\ i = 1 \ldots 4$ ecuațiile modelului matematic adoptat, vor rezulta valorile coeficienților de regresie $b_1 \ldots b_5$ prezentate în tabelul 1 .

Pentru implementarea pe calculator a modelării matematice, a fost realizată schema logică din figura 5.

Tabelul 1

Valorile coeficienţilor de regresie $b_1 \ldots b_5$

Proprietăţile \ Elementul de aliere	Compoziţia chimică, %				
	C	Mn	Si	Cr	Ni
R_{max}	−1,248	+291,113	+0,479	−0,301	−210,668
$R_{p0,2}$	−0,725	+298,546	+1,094	−215,15	+1,242
A_5	−0,015	+ 48,380	+0,049	− 34,79	+4,181
HB	−0,340	+258,613	−0,109	−186,89	+ 3,994

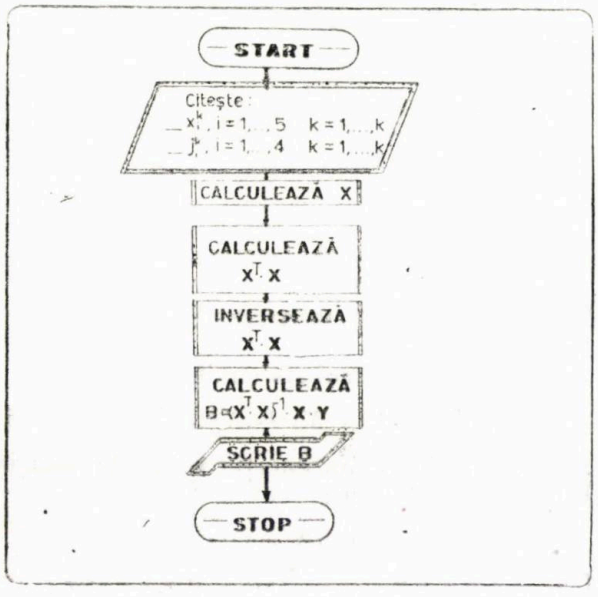


Fig. 5. Schema logică a modelului matematic impus

Concluzii

Din analiza curbelor de variaţie din figura 1—4, trasate în mod individual pentru fiecare element de aliere, nu se pot stabili legi clare de dependenţă între compoziţia chimică generală a oţelului inoxidabil feritic şi proprietăţile mecanice luate în studiu.

Pentru a se explica această corelaţie, este absolut necesară implementarea metodei matematice de planificare a experimentului. Relaţiile de tipul (2), stabilite pentru fiecare din proprietăţile mecanice, impun trecerea de la „experimentul pasiv" la cel „activ" de investigaţie, utilizîndu-se legile şi metodele statisticii matematice.

Aprofundarea studiului va necesita optimizarea compoziţiei chimice, pe baza determinării interdependenţei globale dintre parametri sau utilizarea unei dependenţe, eventual neliniare, dintre parametri.

Pe baza matricii B de planificare a experimentului va trebui elaborat un lot de şarje de oţel inoxidabil feritic, asupra căruia se vor relua încercările mecanice, constatîndu-se astfel rezultatele optimizării prealabile a compoziţiei chimice.

Pentru a se obţine rezultate cu aplicabilitate practică autorii îşi propun ca, prin modelare matematică, să determine compoziţia chimică a unui oţel care să îndeplinească următoarele condiţii: o proprietate maximă şi celelalte variabile între anumite limite; două proprietăţi maxime şi celelalte variabile între anumite limite; toate proprietăţile cu valori într-un anumit domeniu impus.

BIBLIOGRAFIE

[1] Truşculescu, M., Ieremia, A. *Oţeluri inoxidabile şi refractare.* Timişoara, Ed. Facla, 1983.

[2] Baghinschi, V. *Funcţiile de producţie şi aplicaţiile lor.* Bucureşti, Ed. Ceres, 1979.

[3] Başnin, A. I. şi Galkin, V. K. *Folosirea calculatorului pentru obţinerea oţelurilor de înaltă rezistenţă cu procent scăzut de carbon şi economic aliat.* MIITOM, 1989, nr. 8, p. 34—37.

[4] Solomon, Iulia şi Solomon, N. *Stabilirea cantităţilor de constituenţi şi a proprietăţilor mecanice ale oţelurilor cu ajutorul calculatorului,* Simpozionul naţional de studiul metalelor şi tratamente termice, Iaşi, 1986, p. 129—134.

Dr. ing. Doina Drăgulescu
și prof. dr. ing. L. Brîndeu
Institutul „Traian Vuia" Timișoara

Considerații asupra procesului de relaxare a structurilor sudate prin vibrare mecanică

CZ : 621.791.1

Puține sînt construcțiile metalice aflate în exploatare care să nu fie realizate în variantă sudată. Dintre acestea, peste 80% se execută prin sudare cu arcul electric, materialele cele mai uzuale fiind oțelurile.

Este evident faptul că o îmbinare sudată reprezintă o reuniune a două elemente distincte din punct de vedere structural : elementele care se asamblează au o structură de material deformat plastic, iar cusătura care asamblează are o structură de material turnat. Tranziția între ele este asigurată de zona influențată termic cu o structură eterogenă, rezultat al acțiunii cîmpului termic al sursei de sudare [1].

Într-o structură sudată, cantitatea de metal neafectat de cîmpul termic al sursei este mult mai mare decît cea topită și încălzită. De aceea dilatările sînt mai mici decît contracțiile, iar structura rămîne deformată atunci cînd revine la temperatura inițială.

Acestor deformații le corespund tensiuni remanente [2].

Studiul repartiției tensiunilor remanente într-o îmbinare sudată este o problemă complexă, depinzînd atît de caracteristicile metalului de bază, cît și de tehnologia de sudare și, nu în ultima instanță, de concepția întregii structuri sudate [3].

Pentru a se studia influența caracteristicilor intrinseci ale cordonului sudat asupra nivelului tensiunilor remanente, se consideră cusătura izolată din ansamblul îmbinării pentru care se poate adopta ca model o bară de formă și secțiune oarecare, care a suferit modificări ireversibile ale dimensiunilor, ca urmare a transformărilor de fază și structurale și a deformațiilor plastice impuse de restul construcției.

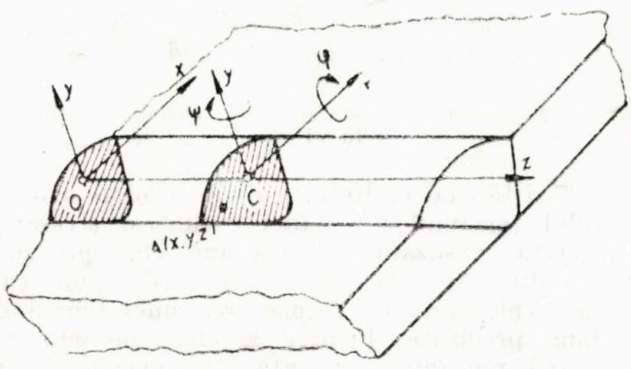


Fig. 1. Secțiunea transversală aflată în planul XOY

Se alege o cusătură aparținînd unei îmbinări cap la cap, avînd lungimea mult mai mare decît dimensiunile secțiunii transversale aflate în planul xOy (fig. 1). Din acest motiv se neglijează deformațiile și tensiunile din planul xOy, presupunînd, în prima aproximație, existența unei stări monoaxiale de tensiune [4].

Dacă se notează cu ε_0 deformația axială inițială într-o secțiune a cusăturii, atunci relația dintre tensiunea remanentă σ și deformația corespunzătoare ε, în ipoteza că nu se depășește limita de curgere a materialului, va fi de forma :

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \varepsilon_0 \tag{1}$$

Respectînd ipoteza secțiunilor plane, deplasarea oricărui punct al unei secțiuni oarecare a barei se poate exprima de forma :

$$u = u_c + \varphi y + \psi x \tag{2}$$

în care : u_c este deplasarea de-a lungul axei longitudinale a originii sistemului de axe atașat secțiunii studiate, iar φ și ψ sînt unghiurile care marchează poziția secțiunii respective, în stare deformată a cusăturii.

Deformația relativă înregistrată într-un punct oarecare $A(x, y, z)$ este :

$$\varepsilon = \frac{du}{dz} = \varepsilon_0 + y\frac{d\varphi}{dz} + x\frac{d\psi}{dz} \tag{3}$$

cu care relația (1) duce la :

$$\sigma = E\left(\varepsilon_c + y\frac{d\varphi}{dz} + x\frac{d\psi}{dz}\right) - E\varepsilon_0 \tag{4}$$

Elementele necunoscute ε_c, $\frac{d\varphi}{dz}$ și $\frac{d\psi}{dz}$ din expresia deformației ε, se determină din condițiile de echilibru :

$$R_z = \int_A \sigma dA = 0$$

$$M_{cx} = \int_A y\ \sigma dA = 0 \tag{5}$$

$$M_{cy} = \int_A x\sigma dA = 0$$

care reprezintă anularea elementelor torsorului de reducere calculat în raport cu originea C a sistemului de axe, pentru tensiunile σ, care acționează normal pe secțiunea respectivă.

Înlocuind în condițiile (5) expresia (4) a tensiunii σ rezultă :

$$\varepsilon_c \int_A E\,dA + \frac{d}{dz}\int_A Ey\,dA +$$

$$+ \frac{d}{dz}\int_A Ex\,dA - \int_A E\,\varepsilon_0\,dA = 0$$

$$\varepsilon_c \int_A Ey\,dA + \frac{d}{dz}\int_A Ey^2 dA +$$

$$+ \frac{d}{dz}\int_A Exy\,dA - \int_A \varepsilon_0\,Ey\,dA = 0 \qquad (6)$$

$$\varepsilon_c \int_A Ex\,dA + \frac{d}{dz}\int_A Exy\,dA +$$

$$+ \frac{d}{dz}\int_A Ex^2\,dA - \int_A \varepsilon_0 x\,dA = 0$$

Cusătura realizîndu-se, în general, prin depunere cu același metal de adaos, în condiți tehnologice identice pentru toate straturile, modulul de elasticitate E se poate considera constant pe secțiunea respectivă.

În acest caz, dacă axele sistemului de referință se aleg ca axe principale centrale de inerție ale secțiunii, fapt care se exprimă prin condițiile :

$$\int_A y dA = 0 \quad \int_A x\,dA = 0 \int_A xy\,dA = 0 \qquad (7)$$

sistemul de ecuații (6) duce la :

$$\varepsilon_c = \frac{\int_A \varepsilon_0 dA}{\int_A dA} = \frac{\int_A \varepsilon_0 dA}{A}$$

$$\frac{d\varphi}{dz} = \frac{\int_A y\varepsilon_0 dA}{\int_A y^2 dA} = \frac{\int_A y\varepsilon_0 dA}{I_x} \qquad (8)$$

în care :

$$\frac{d\psi}{dz} = \frac{\int_A x\varepsilon_0 dA}{\int_A x^2 dA} = \frac{\int_A x\varepsilon_0 dA}{I_y}$$

A este aria secțiunii transversale a cusăturii, iar I_x, I_y sînt momentele de inerție axiale ale acesteia care, față de sistemul de axe considerat, înregistrează valori extreme.

Astfel, expresia (4) a tensiunii axiale remanente devine :

$$\sigma = \left(\frac{1}{A}\int_A \varepsilon_0 dA + \frac{y}{I_x}\int_A y\varepsilon\,dA + \right.$$

$$\left. + \frac{x}{I_y}\int_A x\varepsilon_0 dA - \varepsilon_0\right) \qquad (9)$$

Se observă că valoarea tensiunii remanente depinde direct proporțional de modulul de elasticitate longitudinal al metalului depus și este influențată de geometria secțiunii.

Dacă tensiunile care apar după direcțiile din planul secțiunii nu pot fi neglijate, atunci ele se pot obține cu ajutorul expresiei (9), pe baza relațiilor din teoria elasticității.

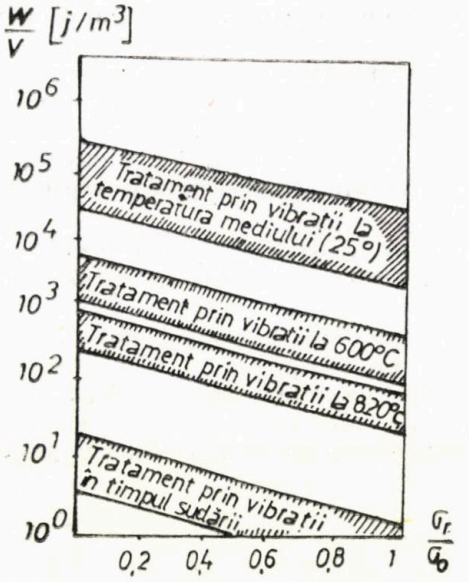


Fig. 2. Efectele finale ale diferitelor metode de stabilizare prin vibrare

Există mai multe metode de scădere a nivelului tensiunilor remanente dintr-o structură sudată, realizată pe baza unei concepții prestabilite, din materiale care satisfac condițiile de exploatare, cu respectarea unei tehnologii bine precizate. Printre acestea, metoda vibrării mecanice, aplicată fie construcției în ansamblu, fie anumitor părți ale sale, în scopul

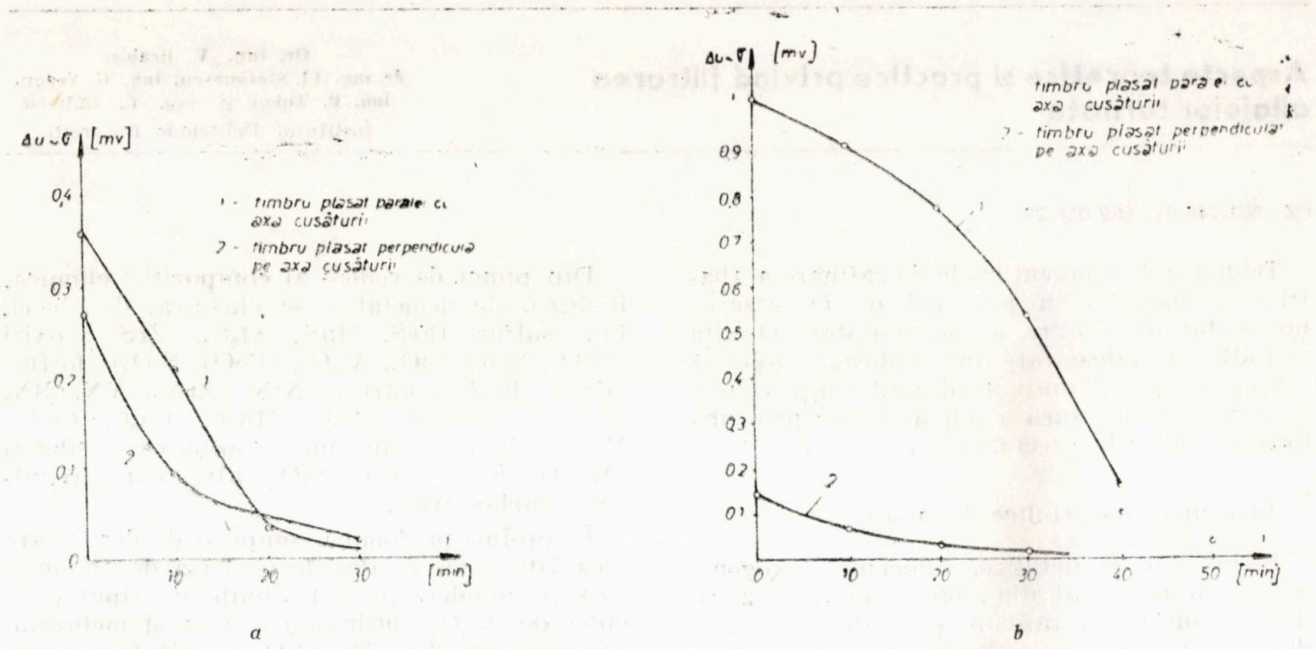


Fig. 3. Tensiunile măsurate de timbrele tensometrice la anumite intervale de timp *a*, *b*

micşorării tensiunilor remanente şi atingerii unor valori stabilizate ale acestora, se utilizează tot mai frecvent.

Efectele finale ale diferitelor metode de stabilizare prin vibrare mecanică se pot ilustra prin graficul din figura 2, în care s-a reprezentat energia pe unitate de volum de produs, consumată în timpul unui proces de stabilizare prin vibraţii (W/V), în funcţie de fracţiunea din tensiunea remanentă iniţială înregistrată încă în produs, după ce procesul de stabilizare s-a epuizat (σ_{rem}/σ_0). Se constată că temperatura piesei supuse acestui proces de stabilizare este determinantă pentru energia absorbită în timpul vibrării.

S-au făcut determinări experimentale pe îmbinări sudate cap la cap din table de oţel OL37, cu grosimea de 40 şi respectiv 50 mm. Îmbinările s-au realizat prin sudare sub strat de flux cu sîrmă S10 şi flux FSM-37.

După realizarea îmbinărilor sudate s-au măsurat, cu timbre tensometrice, tensiunile din cusătură, plasînd un timbru paralel cu axa acesteia şi un timbru perpendicular pe axă. Apoi, s-au prins tablele sudate în consolă pe un vibrator de putere 1 kW şi sarcină maximă 60 kg şi s-au vibrat în regim de rezonanţă, înregistrîndu-se tensiunile măsurate de timbrele tensometrice la intervale regulate de timp.

Rezultatele obţinute sînt indicate în figurile 3, a, b.

După ce nivelul tensiunilor practic s-a stabilizat, s-a continuat vibrarea încă un interval de timp de cca două ore, fără să se semnaleze în continuare reduceri ale tensiunilor. Structura ajunsă la o stare de echilibru nu mai răspunde în acelaşi mod la solicitarea exterioară.

În figurile 3 şi 4 s-au considerat, ca nivel de referinţă pentru tensiunile din zona influenţată termic, valorile măsurate la fiecare îmbinare, după ce, prin vibrare în continuare, nu s-au mai înregistrat reduceri semnificative ale tensiunilor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Petrescu, Maria. *Metalurgie fizică şi studiul metalelor*. Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1981.

[2] Salagean, T. *Fenomene fizice şi metalurgice la sudarea cu arcul electric a oţelurilor*. Bucureşti, Ed. Academiei, 1963.

[3] Salagean, T. *Tehnologia sudării metalelor cu arcul electric*. Bucureşti, Ed. Tehnică, 1985.

[4] Birger, I. A. *Ostatocinîie napriajeniia*. Gosudarstvenoe naucinotehnicescoe izdatelstvo maşinostroitelinoi literaturî. Moscova, 1963.

Aspecte teoretice și practice privind filtrarea aliajelor turnate

Dr. ing. V. Brabie,
dr. ing. Fl. Ștefănescu, ing. G. Neagu,
ing. P. Toboe și ing. C. Bălescu
Institutul Politehnic București

CZ : 621.746.01 : 669.018·28

Tehnologiile convenționale de rafinare a aliajelor se bazează în principal pe favorizarea procesului de flotare a incluziunilor. O altă metodă, cu eficacitate mai ridicată, folosită din ce în ce mai mult în ultimul timp, constă în reținerea mecanică a impurităților prin utilizarea unor filtre ceramice, refractare.

Incluziuni nemetalice în aliaje

Incluziunile nemetalice, endogene și exogene, provin în principal din : procesele de dezoxidare, desulfurare, rafinare și modificare ; erodarea căptușelii cuptorului de elaborare ; zgura insuficient îndepărtată din aliajul lichid ; reoxidarea aliajului în timpul turnării ; arderea lianților organici folosiți la realizarea formelor ; distrugerea parțială a pereților formei de turnare.

Din punct de vedere al compoziției chimice, incluziunile nemetalice se clasifică, de obicei, în : sulfuri (FeS, MnS, Al_2S_3, ZrS_2) ; oxizi (FeO, MnO, SiO_2, Al_2O_3, $(FeO)_2\,SiO_2$) ; fosfuri (Fe_3P, Fe_2P) ; nitruri (NiN, ZrN_2, VN, BN, Si_3N_4) ; carburi (Fe_3C, Mn_3C, Co_3C, Cr_3C_2, W_2C, WC) ; incluziuni complexe : silicați $(MnO)_2\,SiO_2$, $(FeO)_2\,SiO_2$, aluminați, oxisulfuri, carbonitruri.

În oțeluri predomină compușii de dezoxidare (cca 70%), iar în aliajele pe bază de aluminiu sînt preponderente incluziunile de tipul peliculei de Al_2O_3, întîlnindu-se însă și incluziuni compuse din MgO, $Mg\,Al_2O_4$ (rezultate din procesele de topire, aliere), Al_4C_3 (din căptușeala refractară) și $MgCl_2-NaCl-CaC_2$ (din fluxurile de rafinare).

Incluziunile nemetalice înrăutățesc, în general, proprietățile mecanice ale aliajelor, o

Tabelul 1

Influența incluziunilor nemetalice asupra proprietăților oțelurilor

Tipul incluziunii		Rezistența la tracțiune	Plasticitatea	Tenacitatea	Dimensiunea grăunților și orientarea lor	Duritatea	Fragilitatea la laminare
Carburi	Fe_3C	×	×	×	0	×	0
	V , V_4C_3	×	×	×	×	×	0
	TiC	×	×	×	×	×	0
	Nb_4C_3, NbC	×	×	×	×	×	0
Nitruri	Fe_4N	×	×	×	×	0	0
	VN și VCN	×	×	×	×	×	0
	TiN și TiCN	×	×	×	×	×	0
	α și β Si_3N_4	0	0	0	×	0	0
	Al	×	×	×	×	×	0
	NbN (cubic)	×	×	×	×	×	0
	BN	0	0	×	0	×	×
Oxizi	FeO	0	×	×	0	0	0
	MnO	0	×	×	0	0	0
	Spineli	0	×	×	0	0	0
	Al_2O_3	0	×	×	0	0	0
	SiO_2	0	×	×	0	0	0
	B_2O_3	0	0	×	0	×	×
Sulfuri	FeS	0	×	×	0	0	×
	MnS	0	×	×	×	0	×
	γ—Ti_2S	0	×	×	×	0	×
	$Ti_4C_2S_2$	0	×	×	×	0	×
Complexe	(Nb, Mo)C	×	×	×	×	×	0
	$(Ni_2Fe_3)Mo$	×	×	×	0	0	0
	Aluminați	0	×	×	0	0	0
	Silicați	0	×	×	0	0	0
	Boraţi	0	0	×	0	×	×

influență negativă manifestîndu-se în special asupra rezistenței la rupere, alungirii, tenacității, rezistenței la coroziune și rezistenței la oboseală. În tabelul 1 se prezintă modul în care diferite tipuri de incluziuni nemetalice influențează proprietățile mecanice ale oțelurilor.

Se consideră că influența negativă a incluziunilor nemetalice asupra proprietăților aliajelor se datorează apariției, în cursul procesului de solidificare, a unor tensiuni remanente determinate de: diferența dintre coeficientul de contracție a masei metalice de bază și cel al incluziunilor nemetalice; gradul mic de umectare a incluziunilor de către aliajul lichid; concentrarea în jurul incluziunilor a defectelor punctiforme din structura cristalină; apariția dislocațiilor în zona de interfață particulă-aliaj.

Elemente de teoria filtrării

Eliminarea unei incluziuni nemetalice solide prin filtrare se desfășoară, în principiu, în următoarele etape: transportul incluziunilor la stratul limită; penetrarea stratului limită; adeziunea incluziunilor la suprafața filtrului; sinterizarea incluziunilor cu materialul filtrului.

În cazul incluziunilor mai mari de 30 μm are loc o reținere mecanică, urmată de un proces de sinterizare la suprafața filtrului, rezultînd astfel noi suprafețe de filtrare. Particulele mai mici de 30 μm sînt reținute în special datorită forțelor hidrodinamice și de suprafață.

Deplasarea incluziunilor în interiorul filtrului se realizează prin:

— *flotare*, sub acțiunea forței ascensionale. Flotarea se desfășoară cu viteza v, dată de relația:

$$v_r = \frac{d^2}{18\,\eta_l}(\rho_a - \rho_i)g \qquad (1)$$

în care: d este diametrul mediu al incluziunii;
ρ_a, ρ_i — densitățile aliajului și ale incluziunii;
g — accelerația gravitațională;
η_l — viscozitatea dinamică a aliajului

— *efect inerțial*, care apare la schimbarea direcției de curgere. În cazul unui filtru granular (diametrul granulei fiind d_g), raza traiectoriei incluziunii este de circa $\frac{1}{2}d_g$, iar forța inerțială este dată de expresia:

$$F_i = \frac{\pi d^3}{3}(\rho_a - \rho_i)\frac{u_m^2}{d_g} \qquad (2)$$

în care: u_m este viteza medie de curgere a aliajului prin filtru; $u_m = \frac{u_a}{\varepsilon}$ (u_a — viteza aliajului;
ε — porozitatea.

— *mișcare browniană*, caracterizată de difuzivitatea D_B. Procesul de difuzie este caracterizat de raportul $\bar{X}/d_g$ ($\bar{X}$ fiind drumul mediu parcurs de incluziune):

$$\frac{\bar{X}}{d_g} = \frac{\sqrt{2D_B\Delta t}}{u_m\Delta t} = \sqrt{\frac{2D_B}{u_m d_g}} \qquad (3)$$

în care: Δt este intervalul de timp în care incluziunea parcurge distanța $\bar{X}$.

Valoarea lui D_B se poate calcula folosind ecuația Stokes-Einstein:

$$D_B = \frac{Tk}{3\pi\,\eta_l \cdot d} \qquad (4)$$

în care: T este temperatura aliajului; k — constanta Boltzmann.

— *efect hidrodinamic*, care apare atunci cînd particula se află într-un curent de fluid, între două straturi cu viteze diferite. Această diferență de viteză imprimă particulei o mișcare de rotație, incluziunea deplasîndu-se în zona de curgere cu viteze mai mari.

În procesul de reținere, pe lîngă fenomenele de intercepție directă, frecare și apariție a unor forțe de tip Van der Waals sau cauzate de presiunea exercitată de aliaj asupra incluziunilor sedimentate, un rol important îl pot avea forțele de tensiune superficială. La reținerea unei incluziuni în filtru, variația energiei libere poate fi exprimată astfel:

$$\Delta G = \sigma_{i-f} - \sigma_{a-f} - \sigma_{a-i} \qquad (5)$$

în care: σ_{i-f}, σ_{a-f} și σ_{a-i} reprezintă tensiunile interfazice incluziune-filtru, aliaj-filtru și respectiv aliaj-incluziune

Dar:

$$\sigma_{i-f} = \sigma_{i-g} + \sigma_{f-g} \qquad (6)$$

în care: σ_{i-g} și σ_{f-g} sînt tensiunile interfazice incluziune-gaz și filtru-gaz.

Reținerea incluziunii se produce atunci cînd este satisfăcută inegalitatea:

$$\sigma_{i-g} + \sigma_{f-g} < \sigma_{a-f} + \sigma_{a-i} \qquad (7)$$

În cazul filtrării de suprafață, debitul de aliaj lichid filtrat (fig. 1) este redat de expresia:

$$Q = \frac{\Delta p}{\frac{\eta_l}{A\,\varepsilon}\left(\frac{f\,\alpha\,V}{A} + r\right)} \qquad (8)$$

în care : Δp este căderea de presiune pe grosimea filtrului ; A — suprafața superioară a filtrului ; f — fracția de incluziuni reținute din unitatea de volum de aliaj filtrat ; α — rezistența specifică medie a filtrului ; V — volumul total de aliaj filtrat ; r — rezistența la filtrare.

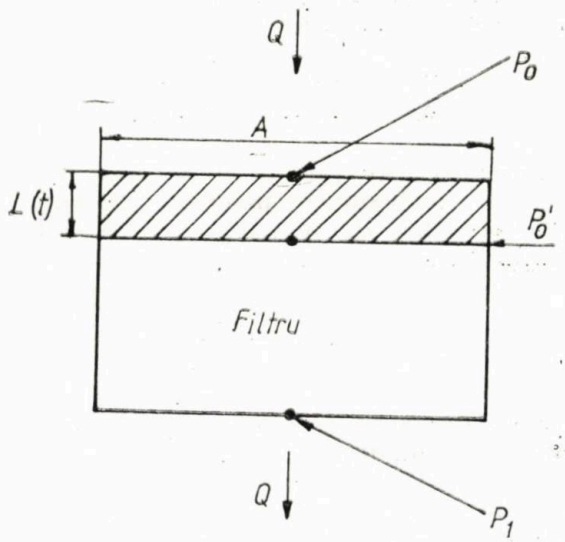


Fig. 1. Schema unui element de mediu filtrant pentru filtrarea de suprafață

Cînd reținerea incluziunilor se produce în interiorul filtrului (fig. 2), ecuația generală de bilanț masic pentru incluziuni are forma :

$$\frac{\partial}{\partial t}\left[S\left(\sigma + \varepsilon y\right)\right] = \frac{\partial}{\partial z}\left(S\, u_a\, y - SD\,\frac{\partial y}{\partial z}\right) = 0 \tag{9}$$

în care : S este suprafața superioară a filtrului ; σ — volumul de incluziuni reținute pe unitatea de volum a filtrului ; ε — porozitatea filtrului la momentul t : $\varepsilon = \varepsilon_0 - \beta\sigma$ (ε_0 — porozitatea filtrului înainte de turnare ; β — coeficientul de reținere) ; y — fracția volumică de particule în suspensie ; u_a — viteza aliajului ; D — coeficientul de difuzie.

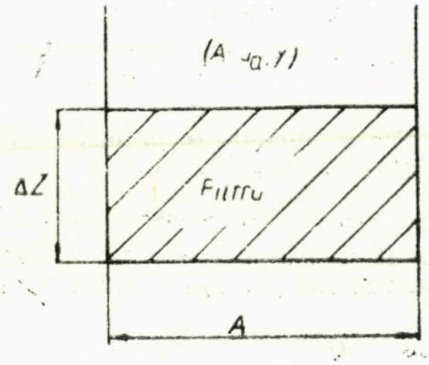


Fig. 2. Schema unui element de mediu filtrant pentru filtrarea interioară

Dacă se consideră că viteza fluidului este constantă, se ajunge la următoarea exprimare a bilanțului masic :

$$\frac{\partial}{\partial t}\left(\sigma + \varepsilon y\right) - u_a\,\frac{\partial y}{\partial z} - D\,\frac{\partial^2 y}{\partial z^2} = 0 \tag{10}$$

Bilanțul masic de aliaj se exprimă astfel :

$$\frac{\partial}{\partial t}\left[S\varepsilon\,(1-y) + S\,(\beta - 1)\,\sigma\right] + \frac{\partial}{\partial z}\left[S\,u_a(1-y) + SD\,\frac{\partial y}{\partial z}\right] = 0 \tag{11}$$

în care : $S\,(\beta - 1)\,\sigma\,\Delta z$ este volumul de lichid aflat în spațiile dintre particulele reținute ; $S\varepsilon\,(1-y)\,\Delta z$ — volumul de aliaj lichid din filtru.

Dacă se consideră viteza fluidului constantă, se ajunge la următoarea expresie a bilanțului masic :

$$\frac{\partial}{\partial t}\,\varepsilon(1-y) + \frac{\partial}{\partial t}\,(\beta - 1)\sigma + u_a\,\frac{\partial}{\partial z}\,(1-y) + D\,\frac{\partial^2 y}{\partial z^2} = 0 \tag{12}$$

Înlocuind în ecuația (12) expresia $\varepsilon = \varepsilon_0 - \beta\sigma$, rezultă :

$$\frac{\partial \varepsilon_0}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial t}\left(\sigma + \varepsilon y\right) - u_a\,\frac{\partial y}{\partial z} + D\,\frac{\partial^2 y}{\partial z^2} = 0 \tag{13}$$

iar dacă $\varepsilon_0 = \text{constant}$:

$$\frac{\partial}{\partial t}\left(\sigma + \varepsilon y\right) + u_a\,\frac{\partial y}{\partial z} - D\,\frac{\partial^2 y}{\partial z^2} = 0 \tag{14}$$

Probabilitatea p de reținere a unei incluziuni, în elementul de filtru de grosime Δz, va fi :

$$p = \frac{\Delta z}{u_a y}\cdot\frac{\partial \sigma}{\partial t} \tag{15}$$

iar probabilitatea p', de reținere a unei particule pe unitatea de grosime de filtru, este :

$$p' = \frac{1}{u_a y}\,\frac{\partial \sigma}{\partial t} - \tag{16}$$

Tabelul 2

Materiale folosite la producerea filtrelor ceramice

Materialul de bază	Compoziția chimică, %															
	Al_2O_3	SiO_2	MgO	ZrO_2	Y_2O_3,	Fe_2O_3	TiO_2	Na_2O	CaO	ZnO	Ga_2O_3	NiO	MnO	Cr_2O_3	B_2O_3	Li_2O
Alumina	99	0,031	0,002	0,06	—	0,016	0,02	0,013	0,024	—	0,006	—	—	—	0,08	0,001
	99	0,11	0,004	0,008	—	0,037	0,002	0,042	0,038	0,001	0,01	0,001	0,001	0,001	0,001	—
	92	7	1	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Zirconiul	—	33	—	67	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Oxidul de zirconiu	—	—	—	97	3	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	—	—	3	97	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Oxidul de zirconiu + alumină	35	—	—	65	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Mullit	65	35	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Cordierit + mullit + alumină	53	40	7	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Mullit + zirconiu	46	15	0,1	28	—	0,1	0,3	—	0,6	—	—	—	—	—	—	—
Carbură de siliciu + alumină	Granule de SiC și de Al_2O_3 într-o matrice eterogenă, conținînd diferiți oxizi: SiO_2, P_2O_5, FeO, K_2O, CaO, Na_2O, MgO, TiO_2															

Tabelul 3

Proprietățile materialelor folosite la producerea filtrelor

Materialul	Temperatura maximă de utilizare, °C	Rezistența la șoc termic	Rezistența la compresiune, daN/cm²	Rezistența la încovoiere, daN/cm²	Domeniul de utilizare
Alumină + fosfați	1427	Satisfăcătoare	8,8	3,5	aliaje neferoase
Mullit	1538	Foarte bună	21	7	fontă aliaje pe bază de nichel
Alumină	1649	Satisfăcătoare spre bună	35,5	8,8	aliaje feroase aliaje neferoase cu temperatură mare de topire
Oxid de zirconiu (parțial stabilizat)	1760	Bună	—	—	superaliaje aliaje feroase
Oxid de zirconiu (parțial stabilizat) + alumină)	1704	Foarte bună	21	7	aliaje feroase

Rezultă că probabilitatea p' este dependentă de viteza aliajului în filtru, concentrația incluziunilor în suspensie și cantitatea de incluziuni depuse în unitatea de timp.

Eficiența procesului de filtrare se poate determina cu următoarea relație :

$$\eta_f = 1 - \exp\left\{-\frac{4(1-\varepsilon_0)}{\pi\rho_f}\left[\frac{\varepsilon_0(1-\varepsilon_0)(\rho_i-\rho_a)d^2g}{6\alpha u_a} + \frac{1}{3}Re^{1/2}\cdot\frac{\rho i^2}{\rho a^2_1} + f(Re, \psi)\right]\right\} \qquad (17)$$

în care : $Re = \rho_a d_f u_a/\eta$; $\psi = C_m \rho_f u \cdot d^2/18\ \eta d_f$;

ρ_f — densitatea filtrului ;

d_f — diametrul porilor filtrului ;

C_m — concentrația medie a incluziunilor nemetalice în aliajul lichid.

Materiale folosite la confecționarea filtrelor

Principalele materiale refractare folosite la realizarea filtrelor sînt :

— *alumina* (Al_2O_3), care este un oxid stabil din punct de vedere chimic. Are refractaritate

ridicată (T_{topire} = 2050°C), iar la temperaturi înalte, de 1 700—1 800°C, rezistă la acțiunea majorității gazelor. În mediu reducător poate fi utilizată pînă la 1 900°C;

— *zirconiul* ($ZrO_2 . SiO_2$), care are temperatura de topire: T_t = 2 420°C și o rezistență ridicată la șoc termic. În cazul unor conținuturi mici de impurități, poate fi folosit pînă la 1 870°C;

— *oxidul de zirconiu* (ZrO_2), care prezintă o conductivitate termică scăzută și o temperatură de topire de 2 600°C. Are o rezistență bună în atmosferă oxidantă, însă prezintă modificări cristalografice și necesită o stabilizare cu adaosuri de CaO, MgO sau Y_2O_3;

— *oxidul de magneziu* (MgO), care este stabil din punct de vedere chimic și termic, are o rezistență mai scăzută la șoc termic și, de aceea, se folosește de obicei, împreună cu ZrO_2;

— *mullitul* ($3\ Al_2O_3 . 2SiO_2$), care se recomandă în cazul turnării fontelor, deoarece la turnarea oțelului are o rezistență scăzută la coroziune.

În tabelul 2 sînt prezentate compozițiile chimice ale materialelor folosite uzual la producerea filtrelor, iar în tabelul 3 sînt redate proprietățile termice și mecanice ale cîtorva materiale refractare și domeniul de utilizare a acestora.

Date experimentale și concluzii

Cercetările experimentale efectuate pe diverse aliaje au pus în evidență eficacitatea crescută a filtrării, comparativ cu alte metode de rafinare a aliajelor. S-a constatat, în cazul aliajelor pe bază de aluminiu, că eficiența filtrării scade o dată cu mărirea vitezei de curgere, dar se situează la valori relativ ridicate, de peste 40%.

Prin filtrarea aliajelor pe bază de cupru, cu rezistență ridicată la coroziune, s-au obținut creșteri ale rezistenței la rupere de cca 120 MPa și ale alungirii cu ~6%.

La filtrarea aliajelor neferoase cu oxidabilitate ridicată, trebuie să se ia măsuri suplimentare de limitare a gradului de turbulență a curgerii, pentru a se evita producerea fenomenului de absorbție a aerului.

În cazul fontelor, folosirea procedeului de rafinare prin filtrare se recomandă, în mod deosebit, pentru turnarea fontelor cu grafit nodular, la care incluziunile sub formă de oxizi și oxisulfuri influențează negativ ductibilitatea, rezistența la oboseală, rezilienta și rezistența la solicitări ciclice. Rezultate bune s-au obținut folosind filtre de tip spumă (burete) realizate dintr-un material refractar cu 50% SiC și avînd 4 pori/cm. Prin filtrare, conținutul de sulf s-a redus cu 46,6—62,5%, iar rezistența la rupere și la oboseală au crescut cu cca 14% și respectiv 20%.

În cazul oțelurilor, s-au obținut prin filtrare scăderi ale conținutului de incluziuni nemetalice de peste 40%.

Principalul mecanism care stă la baza procesului de reținere a incluziunilor prin filtrare se consideră a fi aderarea și sinterizarea particulelor pe suprafața filtrului. Nu trebuie totuși neglijat efectul de reținere a incluziunilor, determinat de apariția unor reacții chimice între particule și materialul filtrului.

Deși mecanismul reținerii incluziunilor lichide este mai puțin cunoscut, se poate aprecia că un rol important îl au forțele de suprafață.

Densitatea porilor unui filtru reprezintă un factor esențial în stabilirea eficienței acestuia. Astfel, la creșterea numărului de pori, efectul de reținere este mai pronunțat. În schimb, se reduce timpul de funcționare a filtrului, ca urmare a unei colmatări mai rapide.

În consecință, eficiența procesului de filtrare este în strînsă corelație cu un grup complex de parametri interdependenți, în care rolul principal îl au materialul și structura filtrului utilizat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Herzig, J. B., Leclerc, D. M., Le Goff, P. *Application to deep filtration.* In: Industrial and Engineering Chemistry, S.U.A., nr. 5, 1970.

[2] Sabit, A. *Removal of solid inclusion from steel melts.* Teză de doctorat, Drexel University, S.U.A., 1984.

[3] Apilian, D. *Metal filtration — a critical review-uptodate.* Electric Furnace Conference Proceedings, S.U.A., 1988.

[4] Cramb, A., Imbo, I. *Interfacial consideration in continuous casting.* W. O. Philbrook Memorial Symposium Conference Proceedings, S.U.A., 1988.

[5] Vernay. P. *La filtration des metaux.* In: Hommes et Fonderie, Belgia, nr. 10, 1984.

[6] Brabie, V. ș.a. *Aspecte fundamentale ale proceselor de filtrare a aliajelor lichide înainte de turnare.* Buletin I.P.B., seria Metalurgia, România, 1989.

[7] Eck, H., Marris, J. *Advanced reticulated ceramic metal filters and performance results.* In: Electric Furnace Proceedings, S.U.A., 1988.

[8] Devaux, H., Jacob, S., Richard, M. *Amelioration de la qualité des piecès moulées en alliages cuivreux et en alliages d'aluminium par la filtration.* In: Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 84, 1989.

[9] * * * Optimising Filter Performance Foundry Practice, Anglia, nr. 212, 1986.

INFORMÁCIÓS ... MŰSZAKI

CERCETARE
RESEARCH

- PROCESE METALURGICE
- PRODUSE PLATE
- ACOPERIRI DE PROTECȚIE
- METALLURGICAL PROCESS
- FLAT PRODUCTS
- PROTECTION COATING

PROIECTARE
DESIGN

- TEHNOLOGII DE FABRICAȚIE METALURGICE
- LINII DE PROCES PENTRU PRODUSE PLATE
- INSTALAȚII DE ACOPERIRI DE PROTECȚIE
- METALLURGICAL MANUFACTURE TECHNOLOGIES
- PROCESS LINES FOR FLAT PRODUCTS
- PLANTS FOR PROTECTION COATINGS

MICROPRODUCȚIE
MICROPRODUCTION

- BENZI ÎNGUSTE SUBȚIRI LAMINATE LA RECE
- NARROW THIN COLD ROLLED STRIPS

ICPPAM

INSTITUTUL DE CERCETĂRI ȘI PROIECTĂRI DE FABRICAȚIE PENTRU PRODUSE PLATE ȘI ACOPERIRI METALICE GALAȚI
MAGISTRALA C.S.G. NR. 2
TEL. 40022 TELEX 51299

REPREZENTANTUL PENTRU RELAȚII EXTERNE ESTE ÎNTREPRINDEREA DE COMERȚ EXTERIOR
„UZINEXPORT"
CU SEDIUL ÎN BUCUREȘTI, B-DUL CAROL I NR. 12; TELEFON 137986, 139389; TELEX 0-11214